

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-217029

(P2002-217029A)

(43) 公開日 平成14年8月2日(2002.8.2)

(51) Int. Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	特許庁 (参考)
H 0 1 F 10/16		H 0 1 F 10/16	5 D 0 3 3
G 1 1 B 5/31		G 1 1 B 5/31	C 5 E 0 4 9
			D
H 0 1 F 10/30		H 0 1 F 10/30	

審査請求 未請求 請求項の数30 O L (全 25 頁)

(21) 出願番号 特願2001-5906(P2001-5906)

(22) 出願日 平成13年1月15日(2001.1.15)

(71) 出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(72) 発明者 川崎 光雄

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(72) 発明者 金田 吉弘

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(74) 代理人 100085453

弁理士 野▲崎▼ 照夫

最終頁に続く

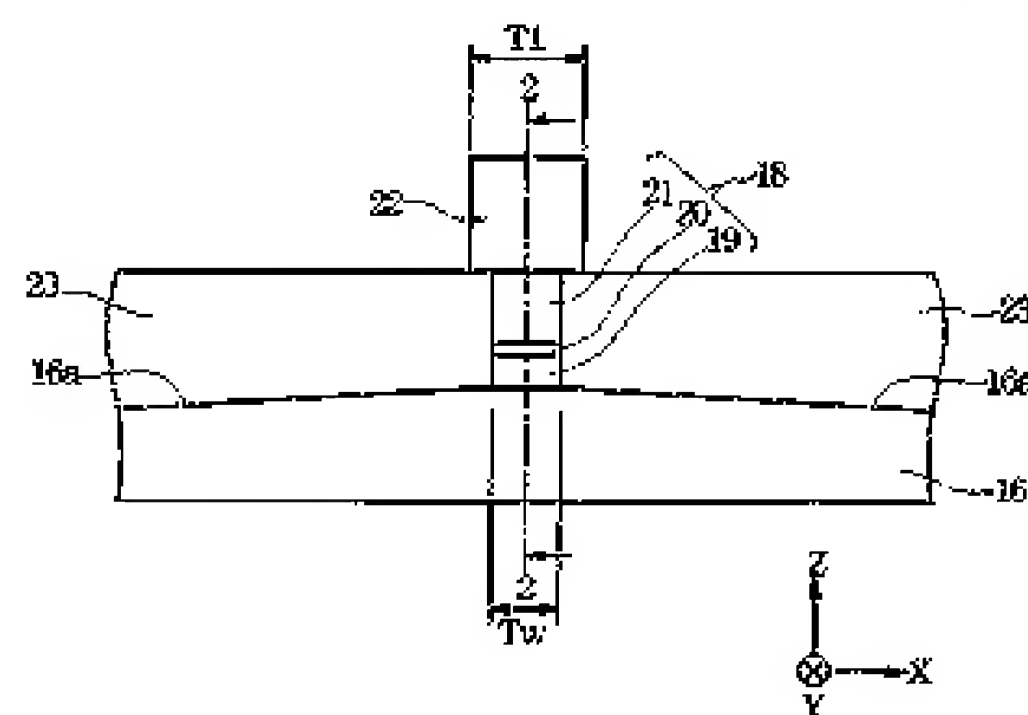
(54) 【発明の名称】 軟磁性膜とこの軟磁性膜を用いた薄膜磁気ヘッド、ならびに前記軟磁性膜の製造方法と前記薄膜磁気ヘッドの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 下部コア層及び上部コア層として使用されるNiFe合金膜では、飽和磁束密度 $B_s$ はせいぜい1.9 T程度であり、また膜面の面粗れがひどく耐食性が悪かった。

【解決手段】 下部磁極層19及び／または上部磁極層21を、Coの組成比Xが8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yが50質量%以上で90質量%以下であり、元素 $\alpha$ （ただし元素 $\alpha$ は、Ni、Crの一方あるいは双方）の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす $Co_xFe_y\alpha_z$ 合金で形成する。これにより飽和磁束密度を2.0以上にでき、高記録密度化に優れた薄膜磁気ヘッドを製造することができる。

図1



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 組成式が $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ （元素 $\alpha$ はN i、Crの一方あるいは双方）で示され、Coの組成比Xは、8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yは、50質量%以上で90質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比Zは、2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことを特徴とする軟磁性膜。

【請求項2】 前記Coの組成比Xは23質量%以上で32質量%以下であり、Feの組成比Yは、58質量%以上で71質量%以下であり、前記元素 $\alpha$ の組成比Zは2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす請求項1記載の軟磁性膜。

【請求項3】 前記Coの組成比Xは23.3質量%以上で28.3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、63質量%以上で67.5質量%以下であり、前記元素 $\alpha$ の組成比Zは、4.2質量%以上で13.6質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす請求項1記載の軟磁性膜。

【請求項4】 Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素 $\alpha$ の組成比Zは $(X, Y, Z) = (26.5\text{質量}\%, 64.6\text{質量}\%, 8.9\text{質量}\%), (25.5\text{質量}\%, 63\text{質量}\%, 11.5\text{質量}\%), (23.3\text{質量}\%, 67.5\text{質量}\%, 9.2\text{質量}\%)$ の3点で囲まれる範囲内であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす請求項1記載の軟磁性膜。

【請求項5】 前記軟磁性膜の飽和磁束密度は2.0T以上である請求項1ないし4のいずれかに記載の軟磁性膜。

【請求項6】 前記軟磁性膜の飽和磁束密度は2.15T以上である請求項2ないし4のいずれかに記載の軟磁性膜。

【請求項7】 前記飽和磁束密度は2.2以上である請求項3または4に記載の軟磁性膜。

【請求項8】 前記軟磁性膜の中心線平均粗さ $R_a$ は5nm以下である請求項1ないし7のいずれかに記載の軟磁性膜。

【請求項9】 前記軟磁性膜の表面には不動膜が形成される請求項1ないし8のいずれかに記載の軟磁性膜。

【請求項10】 前記軟磁性膜の上にはNiFe合金膜が重ねてメッキ形成されている請求項1ないし9のいずれかに記載の軟磁性膜。

【請求項11】 前記軟磁性膜はメッキ形成される請求項1ないし10のいずれかに記載の軟磁性膜。

【請求項12】 磁性材料製の下部コア層と、前記下部コア層上に磁気ギャップを介して形成された上部コア層と、両コア層に記録磁界を与えるコイル層とを有する薄膜磁気ヘッドにおいて、

少なくとも一方のコア層は、請求項1ないし11のい

れかに記載された軟磁性膜により形成されていることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【請求項13】 前記下部コア層上には記録媒体との対向面で下部磁極層が隆起形成され、前記下部磁極層が前記軟磁性膜により形成されている請求項12記載の薄膜磁気ヘッド。

【請求項14】 下部コア層及び上部コア層と、前記下部コア層と上部コア層との間に位置し且つトラック幅方向の幅寸法が前記下部コア層及び上部コア層よりも短く規制された磁極部とを有し、

前記磁極部は、下部コア層と連続する下部磁極層、上部コア層と連続する上部磁極層、および前記下部磁極層と前記上部磁極層間に位置するギャップ層とで構成され、あるいは前記磁極部は、上部コア層と連続する上部磁極層、および前記上部磁極層と下部コア層との間に位置するギャップ層とで構成され、

前記上部磁極層及び／または下部磁極層は、請求項1ないし11のいずれかに記載された軟磁性膜により形成されていることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【請求項15】 前記上部磁極層は前記軟磁性膜で形成され、前記上部磁極層上に形成される上部コア層はNiFe合金膜でメッキ形成される請求項14記載の薄膜磁気ヘッド。

【請求項16】 前記コア層は、少なくとも磁気ギャップに隣接する部分が2層以上の磁性層から成り、あるいは前記磁極層が2層以上の磁性層から成り、前記磁性層のうち前記磁気ギャップに接する磁性層が、前記軟磁性膜により形成されている請求項12ないし15のいずれかに記載の薄膜磁気ヘッド。

【請求項17】 前記磁気ギャップ層に接する以外の他の磁性層はNiFe合金でメッキ形成される請求項16記載の薄膜磁気ヘッド。

【請求項18】 パルス電流を用いた電気メッキ法により、Coの組成比Xが8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yが50質量%以上で90質量%以下であり、元素 $\alpha$ （元素 $\alpha$ はNi、Crの一方あるいは双方）の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ 合金膜をメッキ形成することを特徴とする軟磁性膜の製造方法。

【請求項19】 メッキ浴中のFeイオン濃度/Coイオン濃度を1.5以上とし、Feイオン濃度/ $\alpha$ イオン濃度を2以上で4以下とし、前記Coの組成比Xが23質量%以上で32質量%以下であり、Feの組成比Yが58質量%以上で71質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ 合金膜をメッキ形成する請求項18記載の軟磁性膜の製造方法。

【請求項20】 メッキ浴中のFeイオン濃度/Coイ

オン濃度を1.5以上とし、Feイオン濃度/αイオン濃度を2以上で3.4以下とし、Coの組成比Xは2.3.3質量%以上で2.8.3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、6.3質量%以上で6.7.5質量%以下であり、前記元素αの組成比Zは、4.2質量%以上で1.3.6質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ 合金膜をメッキ形成する請求項18記載の軟磁性膜の製造方法。

【請求項21】 メッキ浴中のFeイオン濃度/Coイオン濃度を1.7以上とし、Feイオン濃度/αイオン濃度を2以上で3.4以下とし、Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素αの組成比Zは(X、Y、Z)=(2.6.5質量%、6.4.6質量%、8.9質量%)、(2.5.5質量%、6.3質量%、1.1.5質量%)、(2.3.3質量%、6.7.5質量%、9.2質量%)の3点で囲まれる範囲内であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす $\text{Co}_x\text{Fe}_y\text{Ni}_z$ 合金膜をメッキ形成する請求項18記載の軟磁性膜の製造方法。

【請求項22】 メッキ浴中にサッカリンナトリウムを混入する請求項18または21に記載の軟磁性膜の製造方法。

【請求項23】 前記メッキ浴中に2-ブチン-1、4ジオールを混入する請求項18ないし22のいずれかに記載の軟磁性膜の製造方法。

【請求項24】 前記メッキ浴中に2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムを混入する請求項18ないし23のいずれかに記載の軟磁性膜の製造方法。

【請求項25】 磁性材料製の下部コア層と、記録媒体との対向面で前記下部コア層と磁気ギャップを介して対向する上部コア層と、両コア層に記録磁界を誘導するコイル層とを有する薄膜磁気ヘッドの製造方法において、少なくとも一方のコア層を、請求項18ないし24のいずれかに記載された製造方法による軟磁性膜でメッキ形成することを特徴とする薄膜磁気ヘッドの製造方法。

【請求項26】 前記下部コア層上に記録媒体との対向面で下部磁極層を隆起形成し、前記下部磁極層を前記軟磁性膜でメッキ形成する請求項25記載の薄膜磁気ヘッドの製造方法。

【請求項27】 下部コア層及び上部コア層と、前記下部コア層と上部コア層との間に位置し且つトラック幅方向の幅寸法が前記下部コア層及び上部コア層よりも短く規制された磁極部とを有し、

前記磁極部を、下部コア層と連続する下部磁極層、上部コア層と連続する上部磁極層、および前記下部磁極層と前記上部磁極層間に位置するギャップ層とで形成し、あるいは前記磁極部を、上部コア層と連続する上部磁極層、および前記上部磁極層と下部コア層との間に位置するギャップ層とで形成し、

このとき前記上部磁極層及び/または下部磁極層を、請

求項18ないし24のいずれかに記載された製造方法による軟磁性膜でメッキ形成することを特徴とする薄膜磁気ヘッドの製造方法。

【請求項28】 前記上部磁極層を前記軟磁性膜でメッキ形成し、前記上部磁極層上に上部コア層を電気メッキ法によりNi-Fe合金膜でメッキ形成する請求項27記載の薄膜磁気ヘッドの製造方法。

【請求項29】 前記コア層を、少なくとも磁気ギャップに隣接する部分で2層以上の磁性層で形成し、あるいは前記磁極層を2層以上の磁性層で形成し、このとき前記磁性層のうち前記磁気ギャップに接する磁性層を、前記軟磁性膜によりメッキ形成する請求項25ないし28のいずれかに記載の薄膜磁気ヘッドの製造方法。

【請求項30】 前記磁気ギャップ層に接する以外の他の磁性層を電気メッキ法によりNi-Fe合金でメッキ形成する請求項29記載の薄膜磁気ヘッドの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、例えば薄膜磁気ヘッドのコア材として使用される $\text{CoFe}\alpha$ （元素αは例えばNi）合金の飽和磁束密度BsをNi-Fe合金のBsよりも大きくできると同時に、耐食性に優れた軟磁性膜とこの軟磁性膜を用いた薄膜磁気ヘッド、ならびに前記軟磁性膜の製造方法と前記薄膜磁気ヘッドの製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】例えば薄膜磁気ヘッドのコア層には、特に今後の高記録密度化に伴い、高い飽和磁束密度Bsを有する磁性材料を使用し、前記コア層のギャップ近傍に磁束を集中させて、記録密度を向上させる必要がある。

【0003】前記磁性材料には従来からNi-Fe合金がよく使用されている。前記Ni-Fe合金は、直流電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成され、1.8T程度の飽和磁束密度Bsを得ることが可能であった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】前記Ni-Fe合金の飽和磁束密度Bsをさらに高めるには、例えば直流電流を用いた電気メッキ法に代えてパルス電流による電気メッキ法を用いる。

【0005】これにより前記Ni-Fe合金のBsを高めることが可能になったが、飽和磁束密度Bsを2.0T以上にすることはできなかった。しかも膜面の面粗れがひどくなり、前記Ni-Fe合金が薄膜磁気ヘッドを製造する過程で使用される様々な溶剤に侵食されるといった問題があった。

【0006】このようにNi-Fe合金では、高い飽和磁束密度Bsを有すると同時に耐食性にも優れた軟磁性膜を形成することはできなかった。

【0007】またNi-Fe合金以外によく使用される軟磁性材料として $\text{CoFe}$ 合金膜がある。前記 $\text{CoFe}$ 合

金膜は、Feの組成比を適正に調整することで、NiFe合金膜よりも高い飽和磁束密度Bsが得られる一方、次のような問題点が発生した。

【0008】薄膜磁気ヘッドや他の磁気素子の構成によっては、前記CoFe合金の上にNiFe合金を重ねる場合があるが、前記CoFe合金膜の上にNiFe合金膜を電気メッキ法によりメッキ形成するとき、CoFe合金膜がイオン化して溶け出し腐食するといった問題が発生したのである。

【0009】これは前記CoFe合金膜とNiFe合金膜との間には大きな電位差（標準電極電位差）が発生するからであり、この電位差によりいわゆる電池効果が生じて溶け出すものと考えられる。従って特に高い飽和磁束密度を有する軟磁性膜とNiFe合金膜とを重ねてメッキ形成する場合、前記軟磁性膜にCoFe合金を使用することができなかった。

【0010】またNiFe合金膜やCoFe合金膜以外にCoFeNi膜もよく使用される軟磁性膜の一つである。例えば特開平10-199726号公報には、表2に組成比の異なる4つのCoFeNi合金膜と軟磁気特性が記載されている。

【0011】しかしながらこの公報におけるCoFeNi合金膜の組成比では、いずれも飽和磁束密度Bsが2.0Tを下回り、NiFe合金膜に比べて効果的に大きな飽和磁束密度Bsを得ることができない。

【0012】そこで本発明は上記従来の課題を解決するためのものであり、CoFe $\alpha$ 合金の組成比を適正化することで、飽和磁束密度BsをNiFe合金のBsよりも高く、しかも耐食性にも優れた軟磁性膜とこの軟磁性膜を用いた薄膜磁気ヘッド、ならびに前記軟磁性膜の製造方法と薄膜磁気ヘッドの製造方法を提供することを目的としている。

【0013】また本発明は、CoFe $\alpha$ 合金にNiFe合金を重ねてメッキ形成しても前記CoFe $\alpha$ 合金が溶け出すことを防止でき、高い飽和磁束密度Bsを維持することが可能な軟磁性膜とこの軟磁性膜を用いた薄膜磁気ヘッド、ならびに前記軟磁性膜の製造方法と薄膜磁気ヘッドの製造方法を提供することを目的としている。

【0014】

【課題を解決するための手段】本発明における軟磁性膜は、組成式がCo $_x$ Fe $_y$  $\alpha_z$ （元素 $\alpha$ はNi、Crの一方あるいは双方）で示され、Coの組成比Xは、8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yは、50質量%以上で90質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比Zは、2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことを特徴とするものである。

【0015】この組成を有するCoFe $\alpha$ 合金である、飽和磁束密度Bsを2.0T以上にすることができる。このように本発明ではNiFe合金よりも高い飽和

磁束密度Bsを得ることができる。

【0016】しかも結晶粒径の粗大化が抑制されて、緻密に結晶が形成され膜面の面粗れを小さくできる。したがって本発明では、2.0T以上の高い飽和磁束密度Bsを得ることができると同時に、耐食性に優れた軟磁性膜を製造することができる。

【0017】また本発明では、前記Coの組成比Xは23質量%以上で32質量%以下であり、Feの組成比Yは、58質量%以上で71質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比Zは2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことが好ましい。

【0018】この組成範囲内であると、飽和磁束密度Bsを2.15T以上にすることができる。しかも膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下にすることができ、より効果的に耐食性を向上させることが可能である。

【0019】また本発明では、前記Coの組成比Xは23.3質量%以上で28.3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、63質量%以上で67.5質量%以下であり、前記元素 $\alpha$ の組成比Zは、4.2質量%以上で13.6質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことがより好ましい。これにより飽和磁束密度Bsを2.2T以上にできる。しかも膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下にすることができ、より効果的に耐食性を向上させることが可能である。

【0020】また本発明では、Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素 $\alpha$ の組成比Zは（X、Y、Z）=（26.5質量%、64.6質量%、8.9質量%）、（25.5質量%、63質量%、11.5質量%）、（23.3質量%、67.5質量%、9.2質量%）の3点で囲まれる範囲内であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことが最も好ましい。これにより飽和磁束密度を2.2Tよりも大きくできる。特に前記飽和磁束密度を最大で2.25Tにできることが後述する実験で確認されている。しかも膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下にすることができ、より効果的に耐食性を向上させることが可能である。

【0021】また本発明では、前記軟磁性膜の表面には不動態膜が形成されることが好ましい。前記不動態膜は緻密な酸化膜であり、前記不動態膜は、軟磁性膜中にNiやCrが含まれていることで形成される。

【0022】このように軟磁性膜の表面に不動態膜が形成されると、前記軟磁性膜の上にNiFe合金膜が重ねてメッキ形成された場合でも、前記CoFe $\alpha$ 合金がイオン化して溶け出すことを防止することが可能である。

【0023】従って本発明では、前記CoFe $\alpha$ 合金膜の上にNiFe合金膜がメッキ形成される場合でも、前記CoFe $\alpha$ 合金の高い飽和磁束密度Bs及び耐食性を適切に維持することができる。



【0024】また本発明では、前記軟磁性膜はメッキ形成されることが好ましい。これによって前記軟磁性膜を任意の膜厚によって形成でき、スパッタで形成されるよりも厚い膜厚で形成することが可能になる。

【0025】また本発明は、磁性材料製の下部コア層と、前記下部コア層上に磁気ギャップを介して形成された上部コア層と、両コア層に記録磁界を与えるコイル層とを有する薄膜磁気ヘッドにおいて、少なくとも一方のコア層は、上記に記載された軟磁性膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0026】また本発明では、前記下部コア層上には記録媒体との対向面で下部磁極層が隆起形成され、前記下部磁極層が前記軟磁性膜により形成されていることが好ましい。

【0027】あるいは本発明は、下部コア層及び上部コア層と、前記下部コア層と上部コア層との間に位置し且つトラック幅方向の幅寸法が前記下部コア層及び上部コア層よりも短く規制された磁極部とを有し、前記磁極部は、下部コア層と連続する下部磁極層、上部コア層と連続する上部磁極層、および前記下部磁極層と前記上部磁極層間に位置するギャップ層とで構成され、あるいは前記磁極部は、上部コア層と連続する上部磁極層、および前記上部磁極層と下部コア層との間に位置するギャップ層とで構成され、前記上部磁極層及び／または下部磁極層は、上記に記載された軟磁性膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0028】なおこのとき、前記上部磁極層は前記軟磁性膜で形成され、前記上部磁極層上に形成される上部コア層はNi-Fe合金膜でメッキ形成されることが好ましい。

【0029】また本発明では、前記コア層は、少なくとも磁気ギャップに隣接する部分が2層以上の磁性層から成り、あるいは前記磁極層が2層以上の磁性層から成り、前記磁性層のうち前記磁気ギャップに接する磁性層が、前記軟磁性膜により形成されていることが好ましい。

【0030】また前記磁気ギャップ層に接する以外の他の磁性層はNi-Fe合金でメッキ形成されることが好ましい。

【0031】上記したように本発明における軟磁性膜としてのCo-Fe- $\alpha$ 合金は、飽和磁束密度Bsが2.0T以上と高く、また面粗れも小さい。このような軟磁性膜を薄膜磁気ヘッドのコア材として使用することで、ギャップ近傍での磁束の集中化を図り、高記録密度化を促進させることができ、また耐食性に優れた薄膜磁気ヘッドを製造することが可能である。

【0032】また本発明における軟磁性膜の製造方法は、パルス電流を用いた電気メッキ法により、Coの組成比Xが8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yが50質量%以上で90質量%以下であり、元

素 $\alpha$ （元素 $\alpha$ はNi、Crの一方あるいは双方）の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすCo-Fe- $\alpha$ 合金膜をメッキ形成することを特徴とするものである。

【0033】Fe量は、飽和磁束密度Bsに大きな影響を与える。Fe量が少ないとBsは小さくなる。特開平10-199726号公報の表2に挙げられたCo-Fe-Ni合金は、Fe量が最大でも30質量%であり、このようにFe量が少ないことが飽和磁束密度Bsが2.0Tよりも小さくなる原因の一つであると考えられる。

【0034】その一方で従来のように直流電流を用いた電気メッキ法によってメッキ形成する方法では、Fe量を増やすことが難しく、例えばメッキ浴中のFeイオン濃度を上げることで、膜中のFe量を増やそうと試みたが、これにも限界があり、2.0T以上の飽和磁束密度Bsを有するCo-Fe-Ni合金を得ることができなかった。

【0035】そこで本発明では、Co-Fe- $\alpha$ 合金をパルス電流を用いた電気メッキ法によってメッキ形成する。パルス電流を用いた電気メッキ法では、例えば電流制御素子のON/OFFを繰返し、メッキ形成時に、電流を流す時間と、電流を流さない空白な時間を設ける。このように電流を流さない時間を設けることで、Co-Fe- $\alpha$ 合金膜を、少しずつメッキ形成し、直流電流を用いた電気メッキ法に比べメッキ形成時における電流密度の分布の偏りを緩和することが可能になっている。パルス電流による電気メッキ法によれば直流電流による電気メッキ法に比べて軟磁性膜中に含まれるFe含有量の調整が容易になり、前記Fe含有量を膜中に多く取り込むことができる。

【0036】本発明によれば、Feの組成比Yを50質量%以上で90質量%以下にすることができる。これにより飽和磁束密度Bsを2.0T以上にできることが後述の実験によりわかっている。残りはCoと元素 $\alpha$ の組成比となるが、元素 $\alpha$ を入れすぎると飽和磁束密度Bsが2.0Tよりも低下することが後述の実験によってわかっている。本発明では、Coの組成比Xを8質量%以上で48質量%以下とし、元素 $\alpha$ の組成比Zを2質量%以上で20質量%以下とすることで、飽和磁束密度Bsが2.0T以上であり耐食性にも優れたCo-Fe- $\alpha$ 合金をメッキ製造することが可能になったのである。

【0037】また本発明では、メッキ浴中のFeイオン濃度/Coイオン濃度を1.5以上とし、Feイオン濃度/ $\alpha$ イオン濃度を2以上で4以下とし、前記Coの組成比Xが23質量%以上で32質量%以下であり、Feの組成比Yが58質量%以上で71質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすCo-Fe- $\alpha$ 合金膜をメッキ形成することが好まし

い。

【0038】後述する実験に示すように、上記のイオン濃度比で形成された $\text{CoFe}\alpha$ 合金では、飽和磁束密度 $B_s$ を2.15T以上にでき、また膜面の中心線平均粗さを5nm以下にでき効果的に高い飽和磁束密度 $B_s$ と耐食性に優れた軟磁性膜をメッキ製造することが可能になる。

【0039】また本発明では、メッキ浴中の $\text{Fe}$ イオン濃度/ $\text{Co}$ イオン濃度を1.5以上とし、 $\text{Fe}$ イオン濃度/ $\alpha$ イオン濃度を2以上で3.4以下とし、 $\text{Co}$ の組成比 $X$ は23.3質量%以上で28.3質量%以下であり、前記 $\text{Fe}$ の組成比 $Y$ は、63質量%以上で67.5質量%以下であり、前記元素 $\alpha$ の組成比 $Z$ は、4.2質量%以上で13.6質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ 合金膜をメッキ形成することがより好ましい。後述する実験に示すように、上記のイオン濃度比で形成された $\text{CoFe}\alpha$ 合金では、飽和磁束密度 $B_s$ を2.2T以上にできる。

【0040】また本発明では、メッキ浴中の $\text{Fe}$ イオン濃度/ $\text{Co}$ イオン濃度を1.7以上とし、 $\text{Fe}$ イオン濃度/ $\alpha$ イオン濃度を2以上で3.4以下とし、 $\text{Co}$ の組成比 $X$ 、 $\text{Fe}$ の組成比 $Y$ 、および元素 $\alpha$ の組成比 $Z$ は

( $X, Y, Z$ ) = (26.5質量%, 64.6質量%, 8.9質量%), (25.5質量%, 63質量%, 11.5質量%), (23.3質量%, 67.5質量%, 9.2質量%)の3点で囲まれる範囲内であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ 合金膜をメッキ形成することが最も好ましい。後述する実験に示すように、上記のイオン濃度比で形成された $\text{CoFe}\alpha$ 合金では、飽和磁束密度 $B_s$ を2.2Tよりも大きくできる。

【0041】また本発明では、 $\text{CoFe}\alpha$ 合金のメッキ浴中にサッカリンナトリウムを混入することが好ましい。サッカリンナトリウム( $\text{C}_6\text{H}_4\text{CONNaSO}_3$ )は応力緩和剤としての役割を有しており、したがって前記サッカリンナトリウムを混入することで $\text{CoFe}\alpha$ 合金の膜応力を低減させることが可能である。

【0042】また本発明では、前記メッキ浴中に、2-ブチン-1,4ジオールを混入することが好ましい。これによってメッキ形成された $\text{CoFe}\alpha$ 合金の結晶粒径の粗大化は抑制され、前記結晶粒径が小さくなることで結晶間に空隙が生じ難くなり、膜面の面粗れが抑制される。面粗れを抑制できることで保磁力 $H_c$ を小さくすることも可能になる。

【0043】また本発明では、前記メッキ浴中に2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムを混入することが好ましい。これによってメッキ浴中に生じる水素は、界面活性剤である2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムによって除去され、前記水素がメッキ膜に付着することによる面粗

れを抑制できる。

【0044】また前記2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムに代えて、ラウリル硫酸ナトリウムを用いても良いが、2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムを用いた方が、メッキ浴中に混入したときの泡立ちが少なく、したがって前記2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムをメッキ浴中に多く混入することができ、前記水素の除去をより適切に行うことが可能になる。

【0045】また本発明は、磁性材料製の下部コア層と、記録媒体との対向面で前記下部コア層と磁気ギャップを介して対向する上部コア層と、両コア層に記録磁界を誘導するコイル層とを有する薄膜磁気ヘッドの製造方法において、少なくとも一方のコア層を、上記に記載された製造方法による軟磁性膜でメッキ形成することを特徴とするものである。

【0046】また本発明では、前記下部コア層上に記録媒体との対向面で下部磁極層を隆起形成し、前記下部磁極層を前記軟磁性膜でメッキ形成することが好ましい。

【0047】また本発明は、下部コア層及び上部コア層と、前記下部コア層と上部コア層との間に位置し且つトラック幅方向の幅寸法が前記下部コア層及び上部コア層よりも短く規制された磁極部とを有し、前記磁極部を、下部コア層と連続する下部磁極層、上部コア層と連続する上部磁極層、および前記下部磁極層と前記上部磁極層間に位置するギャップ層とで形成し、あるいは前記磁極部を、上部コア層と連続する上部磁極層、および前記上部磁極層と下部コア層との間に位置するギャップ層とで形成し、このとき前記上部磁極層及び/または下部磁極層を、上記に記載された製造方法による軟磁性膜でメッキ形成することを特徴とするものである。

【0048】また本発明では、前記上部磁極層を前記軟磁性膜でメッキ形成し、前記上部磁極層上に上部コア層を電気メッキ法により $\text{NiFe}$ 合金膜でメッキ形成することが好ましい。

【0049】また本発明では、前記コア層を、少なくとも磁気ギャップに隣接する部分で2層以上の磁性層で形成し、あるいは前記磁極層を2層以上の磁性層で形成し、このとき前記磁性層のうち前記磁気ギャップに接する磁性層を、前記軟磁性膜によりメッキ形成することが好ましい。

【0050】また本発明では、前記磁気ギャップ層に接する以外の他の磁性層を電気メッキ法により $\text{NiFe}$ 合金でメッキ形成することが好ましい。

【0051】上記したように本発明における軟磁性膜としての $\text{CoFe}\alpha$ 合金をパルス電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成することで、 $\text{Co}$ の組成比 $X$ が8質量%以上で48質量%以下であり、 $\text{Fe}$ の組成比 $Y$ が50質量%以上で90質量%以下であり、元素 $\alpha$ (ただし元素 $\alpha$ は、 $\text{Ni}$ 、 $\text{Cr}$ の一方あるいは双方)の組成比 $Z$ が2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y$

+Z=100質量%なる関係を満たすCo, Fe, α<sub>2</sub>合金をメッキ形成することが可能である。

【0052】そしてこのような軟磁性膜を薄膜磁気ヘッドのコア材として使用することで、飽和磁束密度B<sub>s</sub>が高く高記録密度化を図ることができ、また耐食性にも優れた薄膜磁気ヘッドを歩留まり良く製造することが可能である。

【0053】

【発明の実施の形態】図1は、本発明の第1実施形態の薄膜磁気ヘッドの部分正面図、図2は図1に示す薄膜磁気ヘッドを2-2線から切断し矢印方向から見た縦断面図である。

【0054】本発明における薄膜磁気ヘッドは、浮上式ヘッドを構成するセラミック材のスライダ11のトレーリング側端面11aに形成されたものであり、MRヘッドh1と、書き込み用のインダクティブヘッドh2とが積層された、MR/インダクティブ複合型薄膜磁気ヘッド（以下、単に薄膜磁気ヘッドという）となっている。

【0055】MRヘッドh1は、磁気抵抗効果を利用してハードディスクなどの記録媒体からの洩れ磁界を検出し、記録信号を読み取るものである。

【0056】図2に示すように、前記スライダ11のトレーリング側端面11a上にA<sub>1</sub>, O<sub>2</sub>膜12を介してN<sub>1</sub>Fe等からなる磁性材料製の下部シールド層13が形成され、さらにその上に絶縁材料製の下部ギャップ層14が形成されている。

【0057】前記下部ギャップ層14上には記録媒体との対向面からハイト方向（図示Y方向）に向けて、異方性磁気抵抗効果（AMR）素子、巨大磁気抵抗効果（GMR）素子あるいはトンネル型磁気抵抗効果（TMR）素子などの磁気抵抗効果素子10が形成され、さらに前記磁気抵抗効果素子10及び下部ギャップ層14上には絶縁材料製の上部ギャップ層15が形成されている。さらに前記上部ギャップ層15の上にNiFe等の磁性材料で形成された上部シールド層16が形成されている。MRヘッドh1は、前記下部シールド層13から上部シールド層16までの積層膜で構成されている。

【0058】次に図1及び2に示す実施形態では、前記上部シールド層16がインダクティブヘッドh2の下部コア層としても兼用されており、前記下部コア層16上には、Gd決め層17が形成され、記録媒体との対向面から前記Gd決め層17の先端部までの長さ寸法でギャップデプス（Gd）が規制される。前記Gd決め層17は例えば有機絶縁材料で形成される。

【0059】また前記下部コア層16の上面16aは図1に示すように、磁極部18の基端からトラック幅方向（図示X方向）に離れるにしたがって下面方向に傾く傾斜面で形成されており、これによりサイドフリッジングの発生を抑制することが可能である。

【0060】また図2に示すように、記録媒体との対向

面から前記Gd決め層17上にかけて磁極部18が形成されている。

【0061】前記磁極部18は下から下部磁極層19、非磁性のギャップ層20、及び上部磁極層21が積層されている。

【0062】前記下部磁極層19は、下部コア層16上に直接メッキ形成されている。また前記下部磁極層19の上に形成されたギャップ層20は、メッキ形成可能な非磁性金属材料で形成されていることが好ましい。具体的には、N<sub>1</sub>P、N<sub>1</sub>Pd、N<sub>1</sub>W、N<sub>1</sub>Mo、Au、Pt、Rh、Pd、Ru、Crのうち1種または2種以上から選択されたものであることが好ましい。

【0063】なお本発明における具体的な実施形態として前記ギャップ層20にはN<sub>1</sub>Pが使用される。N<sub>1</sub>Pで前記ギャップ層20を形成することで前記ギャップ層20を適切に非磁性状態にできるからである。

【0064】さらに前記ギャップ層20の上に形成された上部磁極層21は、その上に形成される上部コア層22と磁氣的に接続される。

【0065】上記のようにギャップ層20がメッキ形成可能な非磁性金属材料で形成されると、下部磁極層19、ギャップ層20及び上部磁極層21を連続メッキ形成することが可能である。

【0066】なお前記磁極部18は、ギャップ層20及び上部磁極層21の2層で構成されていてもよい。

【0067】図1に示すように、前記磁極部18はトラック幅方向（図示X方向）における幅寸法がトラック幅Twで形成されている。

【0068】図1及び図2に示すように、前記磁極部18のトラック幅方向（図示X方向）の両側及びハイト方向後方（図示Y方向）には絶縁層23が形成されている。前記絶縁層23の上面は前記磁極部18の上面と同一平面とされる。

【0069】図2に示すように、前記絶縁層23上にはコイル層24が螺旋状にパターン形成されている。また前記コイル層24上は有機絶縁製の絶縁層25によって覆われている。

【0070】図2に示すように、磁極部18上から絶縁層25上にかけて上部コア層22が例えばフレームメッキ法によりパターン形成されている。図1に示すように、前記上部コア層22の先端部22aは、記録媒体との対向面でのトラック幅方向における幅寸法がT1で形成され、かかる幅寸法T1はトラック幅Twよりも大きく形成されている。

【0071】また図2に示すように、前記上部コア層22の基端部22bは、下部コア層16上に形成された磁性材料製の接続層（バックギャップ層）26上に直接接続されている。

【0072】本発明では、前記上部磁極層21及び/または下部磁極層19が以下の組成比を有する軟磁性膜で

形成されている。

【0073】組成式が $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ （ただし元素 $\alpha$ は、Ni、Crの一方あるいは双方）で示され、Coの組成比Xは、8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yは、50質量%以上で90質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比Zは、2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす。

【0074】飽和磁束密度Bsは、Fe量が多いほど大きくすることができる。ただしFe量が多くなりすぎると結晶粒径の粗大化により膜面の面粗れがひどくなり耐食性が低下するとともに飽和磁束密度Bsも低下してしまう。

【0075】本発明では上記のようにFe量を50質量%以上で90質量%以下にすることで、飽和磁束密度を2.0T以上にすることができる。

【0076】Fe量を除いた残りの組成比はCoの組成比と元素 $\alpha$ の組成比になるが、Coを添加することで、NiとFeのみからなるパーマロイよりも高い飽和磁束密度Bsが得られるので、Coは適量添加される必要がある。一方、元素 $\alpha$ が添加されると、CoとFeのみからなる磁性材料よりも飽和磁束密度Bsが低下するので、元素 $\alpha$ の量は飽和磁束密度Bsが2.0Tよりも小さくならない程度に添加される必要がある。実験により元素 $\alpha$ を20質量%よりも多くすると飽和磁束密度Bsが2.0Tよりも小さくなることがわかった。

【0077】上記の観点を踏まえて本発明では、Coの組成比Xを、8質量%以上で48質量%以下とし、Feの組成比Yを、50質量%以上で90質量%以下とし、元素 $\alpha$ の組成比Zを、2質量%以上で20質量%以下とした。これにより飽和磁束密度Bsを2.0T以上にすることができる。また本発明では安定して高い飽和磁束密度を得ることができる。

【0078】また結晶が緻密に形成されることで膜面の面粗れを少なくでき、耐食性を向上させることができ、さらに保磁力Hcを小さくすることができる。具体的には前記保磁力を1580(A/m)以下にすることが可能である。

【0079】またCoFe $\alpha$ 合金が上記組成範囲内であると、15( $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ )以上の比抵抗を得ることができる。また膜応力を400MPa以下にすることができる。さらに異方性磁界Hkに関しては、従来から軟磁性材料として一般的に使用されているNiFe合金と同程度の異方性磁界Hkを得ることができる。

【0080】また本発明では、前記Coの組成比Xは23質量%以上で32質量%以下であり、Feの組成比Yは、58質量%以上で71質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比Zは2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことが好ましい。

【0081】これにより飽和磁束密度Bsをさらに高めることができ、具体的には2.15T以上の飽和磁束密度Bsを得ることができる。また膜面の中心線平均粗さRaを確実に5nm以下にすることができる。したがってさらに効果的に高い飽和磁束密度Bsを有し、耐食性に優れた軟磁性膜を製造することが可能である。

【0082】また本発明では、前記Coの組成比Xは23.3質量%以上で28.3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、63質量%以上で67.5質量%以下であり、前記元素 $\alpha$ の組成比Zは、4.2質量%以上で13.6質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことがより好ましい。これにより飽和磁束密度を2.2T以上にできる。また膜面の中心線平均粗さRaを確実に5nm以下にすることができる。

【0083】また本発明では、Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素 $\alpha$ の組成比Zは(X、Y、Z)=(26.5質量%、64.6質量%、8.9質量%)、(25.5質量%、63質量%、11.5質量%)、(23.3質量%、67.5質量%、9.2質量%)の3点で囲まれる範囲内であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことが最も好ましい。これにより飽和磁束密度を2.2Tよりも大きくできる。また膜面の中心線平均粗さRaを確実に5nm以下にすることができる。例えばFeの組成比を66.1質量%、Coの組成比を24.6質量%、元素 $\alpha$ の組成比を9.3質量%とすると飽和磁束密度を2.25Tにできることが確認されている。

【0084】なお前記元素 $\alpha$ には、Niを選択することが好ましい。すなわち上部磁極層21及び/または下部磁極層19を、CoFeNi合金で形成することが好ましい。前記CoFeNi合金を上記組成範囲内で形成することにより、飽和磁束密度Bsを確実に2.0T以上にできる。またNiの添加により特に膜応力を小さくすることが可能である。

【0085】以上のように本発明では、上記したCoFe $\alpha$ 合金は、飽和磁束密度Bsが2.0T以上と高い値を得ることが可能であるので、上部磁極層21及び/または下部磁極層19に使用することにより、前記磁極層のギャップ近傍に磁束を集中させて記録密度を向上させることが可能である。したがって今後の高記録密度化に対応可能な薄膜磁気ヘッドを製造することができる。しかも上記の組成範囲内で形成されたCoFe $\alpha$ 合金は膜面の面粗れが少なく、耐食性に優れ、また低保磁力Hcである。

【0086】図3は、本発明における第2実施形態の薄膜磁気ヘッドの構造を示す部分正面図、図4は図3に示す4-4線から薄膜磁気ヘッドを切断し矢印方向から見た縦断面図である。

【0087】この実施形態では、MRヘッドh1の構造



は図1及び図2と同じである。図3に示すように下部コア層16上には、絶縁層31が形成されている。前記絶縁層31には、記録媒体との対向面からハイト方向（図示Y方向）後方に所定の長さ寸法で形成されたトラック幅形成溝31aが形成されている。前記トラック幅形成溝31aは記録媒体との対向面においてトラック幅T<sub>w</sub>で形成されている（図3を参照のこと）。

【0088】前記トラック幅形成溝31aには、下から下部磁極層32、非磁性のギャップ層33、及び上部磁極層34が積層された磁極部30が形成されている。

【0089】前記下部磁極層32は、下部コア層16上に直接メッキ形成されている。また前記下部磁極層32の上に形成されたギャップ層33は、メッキ形成可能な非磁性金属材料で形成されていることが好ましい。具体的には、N、P、Ni、Pd、Ni、W、Ni、Mo、Au、Pt、Rh、Pd、Ru、Crのうち1種または2種以上から選択されたものであることが好ましい。

【0090】なお本発明における具体的な実施形態として前記ギャップ層33にはN、Pが使用される。N、Pで前記ギャップ層33を形成することで前記ギャップ層33を適切に非磁性状態にできるからである。

【0091】なお前記磁極部30は、ギャップ層33及び上部磁極層34の2層で構成されていてもよい。

【0092】前記ギャップ層33の上には、記録媒体との対向面からギャップデプス（G<sub>d</sub>）だけ離れた位置から絶縁層31上にかけてG<sub>d</sub>決め層37が形成されている。

【0093】さらに前記ギャップ層33の上に形成された上部磁極層34は、その上に形成される上部コア層40と磁気的に接続される。

【0094】上記のようにギャップ層33がメッキ形成可能な非磁性金属材料で形成されると、下部磁極層32、ギャップ層33及び上部磁極層34を連続メッキ形成することが可能である。

【0095】図4に示すように前記絶縁層31の上にはコイル層38が螺旋状にパターン形成されている。前記コイル層38は有機絶縁材料などで形成された絶縁層39によって覆われている。

【0096】図3に示すように、トラック幅規制溝31aのトラック幅方向（図示X方向）における両側端面には、前記上部磁極層34の上面から前記絶縁層31の上面31bにかけて下部コア層16から離れる方向にしたがって徐々に幅寸法が広がる傾斜面31c、31cが形成されている。

【0097】そして図3に示すように上部コア層40の先端部40aは、前記上部磁極層34上面から前記傾斜面31c、31c上にかけて下部コア層16から離れる方向に形成されている。

【0098】図4に示すように前記上部コア層40は、記録媒体との対向面からハイト方向（図示Y方向）にか

けて絶縁層39上に形成され、前記上部コア層40の基端部40bは下部コア層16上に直接形成されている。

【0099】図3及び図4に示す第2実施形態では、下部磁極層32及び／または上部磁極層34が、Coの組成比Xが8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yが50質量%以上で90質量%以下であり、元素α（ただし元素αは、Ni、Crの一方あるいは双方）の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たしたCo<sub>x</sub>Fe<sub>y</sub>α<sub>z</sub>で形成される。

【0100】本発明では、前記Coの組成比Xは23質量%以上で32質量%以下であり、Feの組成比Yは、58質量%以上で71質量%以下であり、元素αの組成比Zは2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことが好ましい。

【0101】また本発明では、前記Coの組成比Xは23、3質量%以上で28、3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、63質量%以上で67、5質量%以下であり、前記元素αの組成比Zは、4、2質量%以上で13、6質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことがより好ましい。

【0102】また本発明では、Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素αの組成比Zは（X、Y、Z）=（26、5質量%、64、6質量%、8、9質量%）、（25、5質量%、63質量%、11、5質量%）、（23、3質量%、67、5質量%、9、2質量%）の3点で囲まれる範囲内であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことが最も好ましい。

【0103】前記下部磁極層32及び上部磁極層34が2、0T以上の高い飽和磁束密度B<sub>s</sub>を有する上記したCoFeα合金で形成されることで、ギャップ近傍に磁束を集中させることができ、記録密度を向上させることができるから、高記録密度化に優れた薄膜磁気ヘッドの製造が可能である。なお前記飽和磁束密度B<sub>s</sub>は2、2T以上であることがより好ましい。

【0104】また前記CoFeα合金は、上記組成範囲内で形成されることで結晶が緻密に形成され、膜面での面粗れを抑制でき、耐食性を向上させることができる。本発明では、前記膜面の中心線平均粗さR<sub>a</sub>を5nm以下にすることができる。また保磁力H<sub>c</sub>を1580（A/m）以下に小さくできる。

【0105】図1ないし図4に示す実施形態では、いずれも下部コア層16と上部コア層22、40間に磁極部18、30を有し、前記磁極部18、30を構成する下部磁極層19、32及び／または上部磁極層21、34は、Coの組成比Xが8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yが50質量%以上で90質量%以下であり、元素α（ただし元素αは、Ni、Crの一方あるいは双方）の組成比Zが2質量%以上で20質量%

以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たした $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ で形成されるが、特に本発明では前記上部磁極層21、34が前記 $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ 合金で形成され、前記上部磁極層21、34の上に重ねて形成される上部コア層22、40が $\text{NiFe}$ 合金でメッキ形成されていることが好ましい。

【0106】前記上部コア層22、40は飽和磁束密度 $B_s$ よりもむしろ比抵抗が高いことが好ましい。高周波帯域での記録時において、上部コア層22、40から前記上部磁極層21、34に適切に記録磁界を導くには、前記上部コア層22、40の部分で渦電流損失が発生することを抑制する必要があるため、本発明では、 $\text{CoFe}\alpha$ 合金よりも比抵抗の高い $\text{NiFe}$ 合金を上部コア層22、40に用いることが、高記録密度化を図る上で効果的である。なお前記上部コア層22、40には例えば $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$ 合金が使用される。

【0107】ところで本発明では上部磁極層21、34として $\text{CoFe}\alpha$ 合金を使用し、上部コア層22、40として $\text{NiFe}$ 合金を使用しているが、これにより前記上部コア層22、40を電気メッキ法にてメッキ形成しているとき、前記上部磁極層21、34がイオン化されて溶け出すのを適切に防止することができる。

【0108】本発明における元素 $\alpha$ は、緻密な酸化膜となる不動態膜を作る $\text{Ni}$ や $\text{Cr}$ であり、これらが添加されることで、前記上部磁極層21、34の表面には不動態膜が形成され、上部磁極層21、34のイオン化を阻止することが可能である。

【0109】これにより上部磁極層21、34のイオン化を適切に抑制でき、高い飽和磁束密度 $B_s$ 及び耐食性に優れた磁極を維持することができる。

【0110】なお下部磁極層19、32も $\text{CoFe}\alpha$ 合金で形成されることが好ましく、これにより上部コア層22、40をメッキ形成するとき、前記下部磁極層19、32のイオン化を効果的に抑制することが可能である。

【0111】また本発明では、前記下部磁極層19、32及び／または上部磁極層21、34は2層以上の磁性層が積層されて構成されていてもよい。かかる構成の場合、ギャップ層20、33に接する側の磁性層が上記組成範囲の $\text{CoFe}\alpha$ 合金で形成されることが好ましい。これによってギャップ近傍に磁束をより集中させることができ、今後の高記録密度化に対応可能な薄膜磁気ヘッドを製造することが可能である。

【0112】また前記ギャップ層20、33に接する磁性層以外の他の磁性層は、如何なる材質、組成比の磁性材料で形成されても良いが、前記ギャップ層20、33に接する側の磁性層よりも飽和磁束密度 $B_s$ が小さくなることが好ましく、例えば前記他の磁性層は $\text{NiFe}$ 合金で形成されることが好ましい。これにより前記他の磁性層からギャップ層20、33に接する側の磁性層に適

切に記録磁界が導かれ高記録密度化を図ることが可能になると共に、前記他の磁性層をメッキ形成するとき、前記ギャップ層20、33に接する側の磁性層のイオン化を適切に防止することができる。

【0113】なお前記他の磁性層は $\text{NiFe}$ 合金で形成される必要はなく、 $\text{CoFe}\alpha$ 合金などで形成されても良いが、ギャップ層20、33に接する側の磁性層よりも低い飽和磁束密度 $B_s$ を有するように組成比を適切に調整することが好ましい。

【0114】また下部磁極層19、32の飽和磁束密度 $B_s$ は高いことが好ましいが、上部磁極層21、34の飽和磁束密度 $B_s$ よりも低くすることにより、下部磁極層と上部磁極層との間における洩れ磁界を磁化反転しやすくすると、より記録媒体への信号の書き込み密度を高くできる。

【0115】図5は本発明における第3実施形態の薄膜磁気ヘッドの縦断面図である。この実施形態ではMRヘッドh1が図1と同じである。図5に示すように下部コア層16にはアルミナなどによる磁気ギャップ層（非磁性材料層）41が形成されている。さらに前記磁気ギャップ層41の上にはポリイミドまたはレジスト材料製の絶縁層43を介して平面的に螺旋状となるようにパターン形成されたコイル層44が設けられている。なお、前記コイル層44は $\text{Cu}$ （銅）などの電気抵抗の小さい非磁性導電性材料で形成されている。

【0116】さらに、前記コイル層44はポリイミドまたはレジスト材料で形成された絶縁層45に囲まれ、前記絶縁層45の上に軟磁性材料製の上部コア層46が形成されている。

【0117】図5に示すように、前記上部コア層46の先端部46aは、記録媒体との対向面において、下部コア層16の上に前記磁気ギャップ層41を介して対向し、磁気ギャップ長 $G1$ の磁気ギャップが形成されており、上部コア層46の基端部46bは図5に示すように、下部コア層16と磁気的に接続されている。

【0118】本発明では、下部コア層16及び／または上部コア層46は、 $\text{Co}$ の組成比 $X$ が8質量%以上で48質量%以下であり、 $\text{Fe}$ の組成比 $Y$ が50質量%以上で90質量%以下であり、元素 $\alpha$ （ただし元素 $\alpha$ は、 $\text{Ni}$ 、 $\text{Cr}$ の一方あるいは双方）の組成比 $Z$ が2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たす $\text{Co}_x\text{Fe}_y\alpha_z$ 合金で形成されている。

【0119】また前記 $\text{Co}$ の組成比 $X$ は23質量%以上で32質量%以下であり、 $\text{Fe}$ の組成比 $Y$ は、58質量%以上で71質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比 $Z$ は2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことが好ましい。

【0120】また本発明では、前記 $\text{Co}$ の組成比 $X$ は23、3質量%以上で28、3質量%以下であり、前記 $\text{Fe}$

eの組成比Yは、63質量%以上で67.5質量%以下であり、前記元素αの組成比Zは、4.2質量%以上で13.6質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことがより好ましい。

【0121】また本発明では、Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素αの組成比Zは(X、Y、Z)=(26.5質量%、64.6質量%、8.9質量%)、(25.5質量%、63質量%、11.5質量%)、(23.3質量%、67.5質量%、9.2質量%)の3点で囲まれる範囲内であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことが最も好ましい。

【0122】上記組成比で形成されたCoFeα合金は2.0T以上の飽和磁束密度Bsを有し、また好ましい組成比では2.15T以上の高い飽和磁束密度Bsを得ることができ、より好ましい組成比では2.2T以上の高い飽和磁束密度Bsを得ることができ、最も好ましい組成比では2.2Tよりも大きい飽和磁束密度Bsを得ることができる。

【0123】上部コア層46及び/または下部コア層16が、2.0T以上の高い飽和磁束密度Bsを有する上記したCoFeα合金で形成されることで、ギャップ近傍に磁束を集中させることができ、記録密度を向上させることができるから、高記録密度化に優れた薄膜磁気ヘッドの製造が可能である。

【0124】また前記CoFeα合金は、上記組成範囲内で形成されることで結晶が緻密に形成され、膜面での面粗れを抑制でき、耐食性を向上させることができる。本発明では、前記膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下にすることができる。また保磁力Hcを小さくできる。具体的には前記保磁力Hcを1580(A/m)以下にすることができる。

【0125】またCoFeα合金が上記組成範囲内であると、15( $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ )以上の比抵抗を得ることができる。また膜応力を400MPa以下にすることができる。さらに異方性磁界Hkに関しては、従来から軟磁性材料として一般的に使用されているNiFe合金と同程度の異方性磁界Hkを得ることができる。

【0126】図6は本発明における第4実施形態の薄膜磁気ヘッドの縦断面図である。図5との違いは、上部コア層46が2層の磁性層で積層されて構成されていることである。

【0127】前記上部コア層46は、高い飽和磁束密度Bsを有する高Bs層47とその上に積層された上層48とで構成されている。

【0128】前記高Bs層47は、Coの組成比Xが8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yが50質量%以上で90質量%以下であり、元素α(ただし元素αは、Ni、Crの一方あるいは双方)の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすCo<sub>x</sub>Fe<sub>y</sub>α<sub>z</sub>

合金で形成されている。

【0129】また前記Coの組成比Xは23質量%以上で32質量%以下であり、Feの組成比Yは、58質量%以上で71質量%以下であり、元素αの組成比Zは2質量%以上で20質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことが好ましい。

【0130】また本発明では、前記Coの組成比Xは23.3質量%以上で28.3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、63質量%以上で67.5質量%以下であり、前記元素αの組成比Zは、4.2質量%以上で13.6質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことがより好ましい。

【0131】また本発明では、Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素αの組成比Zは(X、Y、Z)=(26.5質量%、64.6質量%、8.9質量%)、(25.5質量%、63質量%、11.5質量%)、(23.3質量%、67.5質量%、9.2質量%)の3点で囲まれる範囲内であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことが最も好ましい。

【0132】これにより前記高Bs層47の飽和磁束密度Bsを少なくとも2.0以上にできる。また好ましくは前記Bsを2.15T以上にすることができ、より好ましくは前記Bsを2.2T以上にすることができ、最も好ましくは前記Bsを2.2Tよりも大きくすることができる。

【0133】前記CoFeα合金で形成された高Bs層47は結晶が緻密に形成されることで、前記高Bs層47の膜面の面粗れを小さくでき、よって耐食性を向上させることができ、しかも保磁力Hcを小さくすることができる。具体的には、前記膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下にでき、前記保磁力Hcを1580(A/m)以下にすることができる。さらにCoFeα合金を使用した場合には比抵抗を15( $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ )以上にできる。また膜応力を400MPa以下にできる。

【0134】前記上部コア層46を構成する上層48は、高Bs層47に比べて飽和磁束密度Bsが小さくなっているものの、前記高Bs層47よりも比抵抗が高くなっている。前記上層48は例えばNi<sub>50</sub>Fe<sub>50</sub>合金で形成される。

【0135】前記NiFe合金は本発明におけるCoFeα合金よりも飽和磁束密度Bsが低くなるものの比抵抗は高くなる。これによって前記高Bs層47が前記上層48よりも高い飽和磁束密度Bsを有し、ギャップ近傍に磁束を集中させて、記録分解能を向上させることが可能になる。なお前記上層48はNiFe合金で形成される必要はなく、CoFeα合金などで形成されてもよいが、かかる場合、上層48の飽和磁束密度Bsが高Bs層47の飽和磁束密度Bsよりも小さくなるように組成比を調整する必要がある。

【0136】また前記上部コア層46に比抵抗の高い上

層48が設けられたことで、記録周波数が上昇することにより発生する渦電流による損失を低減させることができ、今後の高記録周波数化に対応可能な薄膜磁気ヘッドを製造することができる。

【0137】また本発明では図6に示すように、高Bs層47が、ギャップ層41と対向する下層側に形成されていることが好ましい。また前記高Bs層47はギャップ層41上に直接接する上部コア層46の先端部46aのみに形成されていてもよい。

【0138】また下部コア層16も、高Bs層と高比抵抗層の2層で構成されていてもよい。かかる構成の場合、高比抵抗層の上に高Bs層が積層され、前記高Bs層がギャップ層41を介して上部コア層46と対向する。

【0139】また図6に示す実施形態では、上部コア層46が2層の積層構造となっているが、3層以上であってもよい。かかる構成の場合、高Bs層47は、磁気ギャップ層41に接する側に形成されることが好ましい。

【0140】また高Bs層47を本発明におけるCoFe $\alpha$ 合金で形成し、上層48をNiFe合金で電気メッキ法にてメッキ形成するとき、前記高Bs層47の表面にはNiやCrの不動態膜が形成されているため、前記高Bs層47がイオン化されて溶け出す現象を適切に抑制することができる。

【0141】図7は本発明における第5実施形態の薄膜磁気ヘッドの縦断面図である。図7の実施形態ではMRヘッドh1の構成は図1と同じである。図7に示すように下部コア層16の上に下部磁極層50が記録媒体との対向面から隆起形成されている。前記下部磁極層50のハイト方向後方(図示Y方向)には絶縁層51が形成されている。前記絶縁層51の上面は、凹形状となり、コイル形成面51aが形成されている。

【0142】前記下部磁極層50上から前記絶縁層51上にかけてギャップ層52が形成されている。さらに前記絶縁層51のコイル形成面51a上にはギャップ層52を介してコイル層53が形成されている。前記コイル層53上は有機絶縁製の絶縁層54によって覆われている。

【0143】図7に示すように上部コア層55は、前記ギャップ層52上から絶縁層54上にかけて例えばフレームメッキ法によりパターン形成されている。

【0144】前記上部コア層55の先端部55aは前記ギャップ層52上に下部磁極層50と対向して形成される。前記上部コア層55の基端部55bは、下部コア層16上に形成された待上げ層56を介して前記下部コア層16に磁氣的に接続される。

【0145】この実施形態においては、上部コア層55及び/または下部磁極層50はCoの組成比Xが8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yが50質量%以上で90質量%以下であり、元素 $\alpha$ (ただし元

素 $\alpha$ は、Ni、Crの一方あるいは双方)の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすCo $\alpha$ Fe $\alpha$ 合金で形成されている。

【0146】また前記Coの組成比Xは23質量%以上で32質量%以下であり、Feの組成比Yは、58質量%以上で71質量%以下であり、元素 $\alpha$ の組成比Zは2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことが好ましい。

【0147】また本発明では、前記Coの組成比Xは23、3質量%以上で28、3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、63質量%以上で67、5質量%以下であり、前記元素 $\alpha$ の組成比Zは、4、2質量%以上で13、6質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことがより好ましい。

【0148】また本発明では、Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素 $\alpha$ の組成比Zは(X、Y、Z)=(26、5質量%、64、6質量%、8、9質量%)、(25、5質量%、63質量%、11、5質量%)、(23、3質量%、67、5質量%、9、2質量%)の3点で囲まれる範囲内であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすことが最も好ましい。

【0149】図7では下部磁極層50が形成され、前記下部磁極層50が下部コア層16よりも高い飽和磁束密度Bsを有する前記CoFe $\alpha$ 合金で形成されると、ギャップ近傍に磁束を集中させることができ記録密度の向上を図ることが可能である。

【0150】また上部コア層55は、その全体が前記CoFe $\alpha$ 合金で形成されていてもよいが、図6と同様に前記上部コア層55が2層以上の磁性層の積層構造であり、そのギャップ層52と対向する側が高Bs層として前記CoFe $\alpha$ 合金膜で形成されていてもよい。またかかる場合、前記上部コア層55の先端部55aのみが2層以上の磁性層の積層構造で形成され、前記ギャップ層52上に接して高Bs層が形成されていることが、ギャップ近傍に磁束を集中させ、記録密度を向上させる点からして好ましい。

【0151】なお本発明では、図1ないし図7に示す各実施形態においてCoFe $\alpha$ 合金膜はメッキ形成されていることが好ましい。本発明では前記CoFe $\alpha$ 合金をパルス電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成することができる。

【0152】また前記CoFe $\alpha$ 合金をメッキ形成することで任意の膜厚で形成でき、スパッタで形成するよりも厚い膜厚で形成することが可能になる。

【0153】また各実施形態において、符号16の層は、下部コア層と上部シールド層の兼用層となっているが、前記下部コア層と上部シールド層とが別々に形成されていてもよい。かかる場合、前記下部コア層と上部シールド層間には絶縁層を介在させる。



【0154】次に図1ないし図7に示す薄膜磁気ヘッドの一般的な製造方法について以下に説明する。

【0155】図1及び図2に示す薄膜磁気ヘッドは、下部コア層16上にGd決め層17を形成した後、レジストを用いて記録媒体との対向面からハイト方向に下部磁極層19、非磁性のギャップ層20及び上部磁極層21から成る磁極部18を連続メッキによって形成する。次に前記磁極部18のハイト方向後方に絶縁層23を形成した後、例えばCMP技術を用いて前記磁極部18の上面と前記絶縁層23の上面とを同一平面に平坦化する。前記絶縁層23の上にコイル層24を螺旋状にパターン形成した後、前記コイル層24の上に絶縁層25を形成する。そして前記磁極部18上から絶縁層25上にかけて上部コア層22を例えばフレームメッキ法により形成する。

【0156】図3及び図4に示す薄膜磁気ヘッドは、下部コア層16上に絶縁層31を形成した後、レジストを用いて前記絶縁層31の記録媒体との対向面からハイト方向後方に向けてトラック幅形成溝31aを形成する。さらに前記トラック幅形成溝31aに図3に示す傾斜面31c、31eを形成する。

【0157】前記トラック幅形成溝31a内に、下部磁極層32、非磁性のギャップ層33を形成する。前記ギャップ層33上から絶縁層31上にGd決め層37を形成した後、前記ギャップ層33上に上部磁極層34をメッキ形成する。次に前記絶縁層31上にコイル層38を螺旋状にパターン形成した後、前記コイル層38上に絶縁層39を形成する。そして前記上部磁極層34上から絶縁層39上にかけて上部コア層40を例えばフレームメッキ法にて形成する。

【0158】図5、図6に示す薄膜磁気ヘッドは、まず下部コア層16上にギャップ層41を形成し、さらに絶縁層43を形成した後、前記絶縁層43の上にコイル層44をパターン形成する。前記コイル層44上に絶縁層45を形成した後、ギャップ層41から前記絶縁層45上にかけて上部コア層46をフレームメッキ法によりパターン形成する。

【0159】図7に示す薄膜磁気ヘッドは、まず下部コア層16上にレジストを用いて下部磁極層50を形成し、さらに前記下部磁極層50のハイト方向後方に絶縁層51を形成する。前記下部磁極層50と前記絶縁層51の上面はCMP技術によって一旦平坦化された後、前記絶縁層51の上面に凹形状となるコイル形成面51aを形成する。次に前記下部磁極層50上から前記絶縁層51上にギャップ層52を形成した後、前記ギャップ層52上にコイル層53を螺旋状にパターン形成し、さらに前記コイル層53上に絶縁層54を形成する。そして、前記ギャップ層52上から絶縁層54上にかけて上部コア層55を例えばフレームメッキ法によりパターン形成する。

【0160】次に本発明における、Coの組成比Xが8質量%以上で48質量%以下であり、Feの組成比Yが50質量%以上で90質量%以下であり、元素α（ただし元素αは、Ni、Crの一方あるいは双方）の組成比Zが2質量%以上で20質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすCo<sub>x</sub>Fe<sub>y</sub>α<sub>z</sub>合金のメッキ形成法について以下に説明する。

【0161】本発明では、前記CoFeα合金をパルス電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成するものである。

【0162】パルス電流を用いた電気メッキ法では、例えば電流制御素子のON/OFFを繰返し、メッキ形成時に、電流を流す時間と、電流を流さない空白な時間を設ける。このように電流を流さない時間を設けることで、CoFeα合金膜を、少しずつメッキ形成し、そしてメッキ浴に占めるFeイオンの濃度を増やしても、従来のように直流電流を用いた場合に比べメッキ形成時における電流密度の分布の偏りを緩和することが可能になっている。

【0163】なおパルス電流は、例えば数秒サイクルでON/OFFを繰返し、デューティ比を0.1～0.5程度にすることが好ましい。パルス電流の条件は、CoFeα合金の平均結晶粒径及び膜面の中心線平均粗さRaに影響を与える。

【0164】上記のようにパルス電流による電気メッキ法では、メッキ形成時における電流密度の分布の偏りを緩和することができるから、直流電流による電気メッキ法に比べてCoFeα合金に含まれるFe含有量を従来よりも増やすことが可能になる。

【0165】本発明では、前記パルス電流による電気メッキ法により、従来の直流電流を用いた電気メッキ法に比べて、組成比の調整の自由度が増し、CoFeα合金のCoの組成比Xを8質量%以上で48質量%以下に容易に調整でき、Feの組成比Yを50質量%以上で90質量%以下に容易に調整でき、元素αの組成比Zを2質量%以上で20質量%以下に容易に調整することが可能である。

【0166】また本発明では、メッキ浴組成を以下のように限定することで、前記Coの組成比Xを23質量%以上で32質量%以下、Feの組成比Yを、58質量%以上で71質量%以下、元素αの組成比Zを2質量%以上で20質量%以下にでき、かかる組成比で形成されたCoFeα合金では、飽和磁束密度Bsを2.15T以上にでき、しかも膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下にでき、効果的に高い飽和磁束密度を有し、しかも耐食性に優れた軟磁性膜を製造することができる。

【0167】本発明では、Feイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.5以上にし、Feイオン濃度/αイオン濃度の比率を2以上で4以下にする。後述の実験結果に示すように、上記比率であるとCoFeα合金のFe

組成比を5.8質量%以上で7.1質量%以下にでき、Co組成比を、2.3質量%以上で3.2質量%以下にできる。

【0168】一方、上記のイオン濃度の比率から外れるメッキ浴組成であると、Fe量が50質量%を下回る場合があり、2.0T以上の飽和磁束密度Bsを得られないことがあり、安定して高い飽和磁束密度Bsを得ることができなくなる。さらに膜面の中心線平均粗さRaは5nmよりも大きくなる場合があり、耐食性が悪化する可能性がある。

【0169】また本発明では、Feイオン濃度は、従来よりも低いことが好ましく、具体的には1.0g/l以上で2.0g/l以下で設定されることが好ましい。従来では、前記Feイオン濃度は例えば4.0g/l程度であったが、低濃度にするこ

とで攪拌効果を上げることができ、より適切にCoFe $\alpha$ 合金のFe含有量を大きくすることができるとともに緻密な結晶を形成でき、耐食性に優れたCoFe $\alpha$ 合金にすることができる。

【0170】また本発明では、メッキ浴中のFeイオン濃度/Coイオン濃度を1.5以上とし、Feイオン濃度/ $\alpha$ イオン濃度を2以上で3.4以下とし、Coの組成比Xは2.3.3質量%以上で2.8.3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、6.3質量%以上で6.7.5質量%以下であり、前記元素 $\alpha$ の組成比Zは、4.2質量%以上で1.3.6質量%以下であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすCo $_x$ Fe $_y$  $\alpha_z$ 合金膜をメッキ形成することが好ましい。

【0171】かかる組成比で形成されたCoFe $\alpha$ 合金では、飽和磁束密度Bsを2.2T以上にでき、しかも膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下にでき、効果的に高い飽和磁束密度を有し、しかも耐食性に優れた軟磁性膜を製造することができる。

【0172】また本発明では、メッキ浴中のFeイオン濃度/Coイオン濃度を1.7以上とし、Feイオン濃度/ $\alpha$ イオン濃度を2以上で3.4以下とし、Coの組成比X、Feの組成比Y、および元素 $\alpha$ の組成比Zは(X、Y、Z)=(2.6.5質量%、6.4.6質量%、8.9質量%)、(2.5.5質量%、6.3質量%、11.5質量%)、(2.3.3質量%、6.7.5質量%、9.2質量%)の3点で囲まれる範囲内であり、組成比X+Y+Z=100質量%なる関係を満たすCo $_x$ Fe $_y$ Ni $_z$ 合金膜をメッキ形成することが最も好ましい。

【0173】かかる組成比で形成されたCoFe $\alpha$ 合金では、飽和磁束密度Bsを2.2Tよりも大きくでき、しかも膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下にでき、効果的に高い飽和磁束密度を有し、しかも耐食性に優れた軟磁性膜を製造することができる。特にFeの組成比を6.6.1質量%、Coの組成比を2.4.6質量%、元素 $\alpha$ の組成比を9.3質量%とすれば、飽和磁束密度Bsを2.25Tにまで大きくできることが確認されている。

【0174】また本発明では、CoFe $\alpha$ 合金のメッキ浴中にサッカリンナトリウム(C<sub>6</sub>H<sub>4</sub>CONNaSO<sub>3</sub>)を混入することが好ましい。前記サッカリンナトリウムは応力緩和剤の役割を待っており、メッキ形成されたCoFe $\alpha$ 合金の膜応力を低減させることが可能になる。なお元素 $\alpha$ にNiを選択すると、より膜応力を低減させることが可能である。

【0175】また上記したCoFe $\alpha$ 合金のメッキ浴中に、2-ブチン-1、4ジオールを混入することが好ましい。これにより前記CoFe $\alpha$ 合金の結晶粒径の粗大化を抑制し保磁力Hcを低減させることができる。

【0176】また本発明では、前記CoFe $\alpha$ 合金のメッキ浴中に2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムを混入することが好ましい。

【0177】前記2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムは界面活性剤である。前記2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムの混入によって、CoFe $\alpha$ 合金のメッキ形成時に発生する水素を除去でき、メッキ膜に前記水素が付着することを防止することができる。前記メッキ膜に水素が付着すると、結晶が緻密に形成されずその結果、膜面の面粗れをひどくする原因となるため、本発明のように前記水素を除去することで、前記メッキ膜の膜面の面粗れを小さくでき、保磁力Hcを小さくすることが可能である。

【0178】なお前記2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムに代えてラウリル硫酸ナトリウムを混入してもよいが、前記ラウリル硫酸ナトリウムは、前記2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムに比べてメッキ浴中に入れたとき泡立ちやすいために、前記ラウリル硫酸ナトリウムを効果的に水素を除去できる程度に混入することが難しい。このため本発明では、前記ラウリル硫酸ナトリウムに比べて泡立ちにくい2-エチルヘキシル硫酸ナトリウムを水素を効果的に除去できる程度に混入することができて好ましい。

【0179】また前記メッキ浴中にホウ酸を混入することが好ましい。ホウ酸は、電極表面のpH緩衝剤となり、またメッキ膜の光沢を出すのに効果的である。

【0180】なお本発明では、CoFe $\alpha$ 合金の用途として図1ないし図7に示す薄膜磁気ヘッドを提示したが、この用途に限定されるものではない。例えば前記CoFe $\alpha$ 合金は、薄膜インダクタ等の平面型磁気素子等にも使用可能である。

【0181】

【実施例】本発明では、以下に示されたメッキ浴からパルス電流による電気メッキ法を用いてCoFeNi合金をメッキ形成し、この際、前記CoFeNi合金の組成比と軟磁気特性及び膜特性との関係について調べた。

【0182】まずFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率が1.5よりも小さく、Feイオン濃度/Niイオン濃度の比率が2よりも小さくなる場合のメッキ浴組成は

以下の表1に示されている。

【0183】

\*【表1】

\*

Feイオン/Coイオンが1.5よりも小で、Feイオン/Niイオンが2よりも小の浴

Feイオン	20	g/l
Coイオン	1.35	g/l
Niイオン	2.23	g/l
サッカリンナトリウム	0.8	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.15	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	1	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

【0184】表1に示すメッキ浴では、Feイオン濃度を2 g/l、Coイオン濃度を1.35 g/l、さらにNiイオン濃度を2.23 g/lとした。またメッキ浴に表1に表示された量のサッカリンナトリウム、2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム、2-ブチン-1, 4-ジオール、ほう酸、および塩化ナトリウムを添加した。 \*

※【0185】次にFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率が1.5以上で、Feイオン濃度/Niイオン濃度の比率が2よりも小さくなる場合のメッキ浴組成は以下の表2に示されている。

【0186】

【表2】

Feイオン/Coイオンが1.5以上で、Feイオン/Niイオンが2よりも小の浴

Feイオン	20, 372	g/l
Coイオン	1.26, 2.38	g/l
Niイオン	20, 3.29	g/l
サッカリンナトリウム	0.6, 1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.15, 0.4	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	0, 1.6	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

【0187】表2に示すメッキ浴では、Feイオン濃度を2 g/l、Coイオン濃度を1.26 g/l、さらにNiイオン濃度を2 g/lとした。また他のメッキ浴ではFeイオン濃度を3.72 g/l、Coイオン濃度を2.38 g/l、さらにNiイオン濃度を3.29 g/lとした。また上記各メッキ浴から、サッカリンナトリウム、2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム、2-ブチン-1, 4-ジオールの添加量が表にあるように異なる複★

★数のメッキ浴を作った。そして各複数のメッキ浴組成からCoFeNi合金を製造した。

【0188】次にFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率が1.5以上で、Feイオン濃度/Niイオン濃度の比率が2以上で4以下となる場合のメッキ浴組成は以下の表3に示されている。

【0189】

【表3】

Feイオン/Coイオンが1.5以上で、Feイオン/Niイオンが2以上4以下の浴

Feイオン	1.17, 1.29, 1.41, 1.61, 1.81	g/l
Coイオン	0.57, 0.69, 0.73, 0.87	g/l
Niイオン	0.35, 0.45, 0.49, 0.54	g/l
サッカリンナトリウム	0.8, 1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.15, 0.3	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	0, 1.2	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

【0190】表3に示すメッキ浴では、Feイオン濃度 50 を1.17 g/l、Coイオン濃度を0.57 g/l、

さらにNiイオン濃度を0.35g/lとした。他のメッキ浴では、Feイオン濃度を1.17g/l、Coイオン濃度を0.73g/l、さらにNiイオン濃度を0.45g/lとした。また他のメッキ浴では、Feイオン濃度を1.29g/l、Coイオン濃度を0.73g/lあるいは0.87、さらにNiイオン濃度を0.45g/lあるいは0.49g/lとした。また他のメッキ浴では、Feイオン濃度を1.41g/l、Coイオン濃度を0.87g/lあるいは0.69g/l、さらにNiイオン濃度を0.54g/lあるいは0.35g/lとした。また他のメッキ浴では、Feイオン濃度を1.61g/l、Coイオン濃度を0.87g/l、さらにNiイオン濃度を0.54g/lとした。また他\*

Feイオン/Coイオンが1.5以上で、Feイオン/Niイオンが3.4以下の浴

Feイオン	1.17, 1.29, 1.60, 1.81	g/l
Coイオン	0.73, 0.87	g/l
Niイオン	0.45, 0.49, 0.54	g/l
サッカリンナトリウム	12	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.3	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	12	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

【0193】次にFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率が1.7以上で、Feイオン濃度/Niイオン濃度の比率が3.4以下となる場合のメッキ浴組成は以下の表※

Feイオン/Coイオンが1.7以上で、Feイオン/Niイオンが3.4以下の浴

Feイオン	1.29, 1.60, 1.81	g/l
Coイオン	0.73, 0.87	g/l
Niイオン	0.45, 0.49, 0.54	g/l
サッカリンナトリウム	12	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.3	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	12	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

【0195】次にFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率が1.8で、Feイオン濃度/Niイオン濃度の比率が3.0以下となる場合のメッキ浴組成は以下の表6に

\*のメッキ浴では、Feイオン濃度を1.81g/l、Coイオン濃度を0.87g/l、さらにNiイオン濃度を0.54g/lとした。また上記各メッキ浴から、サッカリンナトリウム、2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム、2-ブチン-1, 4-ジオールの添加量が表にあるように異なる複数のメッキ浴を作った。そして各複数のメッキ浴組成からCoFeNi合金を製造した。

【0191】次にFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率が1.5以上で、Feイオン濃度/Niイオン濃度の比率が3.4以下となる場合のメッキ浴組成は以下の表4に示されている。

【0192】

【表4】

※5に示されている。

【0194】

【表5】

示されている。

【0196】

【表6】



Feイオン/Coイオンが1.8の浴、Feイオン/Niイオンが3.0以下の浴

Feイオン	16	g/l
Coイオン	0.87	g/l
Niイオン	0.54	g/l
サッカリンナトリウム	1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.3	g/l
2-ブチン-1,4-ジオール	1.2	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

【0197】次にFeイオン濃度/Coイオン濃度の比 \* 表7に示されている。

率が1.5以上で、Feイオン濃度/Niイオン濃度の 【0198】

比率が4よりも大きくなる場合のメッキ浴組成は以下の\* 【表7】

Feイオン/Coイオンが1.5以上で、Feイオン/Niイオンが4よりも大の浴

Feイオン	1.17	g/l
Coイオン	0.73	g/l
Niイオン	0.11	g/l
サッカリンナトリウム	1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.3	g/l
2-ブチン-1,4-ジオール	1.2	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

【0199】また表1ないし表7のメッキ浴組成からCoFeNi合金をメッキ形成するとき、以下の成膜条件を共通にした。

【0200】まずメッキ浴温度を30℃に設定した。また電極のpHを2.8に設定した。また電流密度を4 30 6.8mA/cm<sup>2</sup>に設定した。さらにパルス電流のデューティー比(ON/OFF)を400/1000msに設定した。またアノード側の電極にはFe電極を用いた。

【0201】表1ないし表7の各メッキ浴組成でメッキ形成されたCoFeNi合金の軟磁気特性及び膜特性については以下の通りであった。

【0202】

【表8】

Fe組成	52.8[質量%]以上、53.2[質量%]以下
Co組成	30.3[質量%]以上、32.2[質量%]以下
Bs	2.09~2.10
膜粗さ	1.6[nm]以上、2.9[nm]以下
膜応力	212[MPa]以上、235[MPa]以下

【0203】表8は、表1の実験結果であり、すなわちFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.5よりも小さくし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2よりも小さくした場合の実験結果である。

【0204】表8に示すように、CoFeNi合金のF 50

eの組成比は52.8質量%以上で53.2質量%以下になり、またCoの組成比は30.3質量%以上で32.2質量%以下になった。

【0205】また表8に示すように膜面の中心線平均粗さRaに関しては1.6nm以上で2.9nm以下になり良好な値を得ることができた。また2.0T以上の飽和磁束密度Bsを得ることができ、また値のバラツキも小さかった。ただし前記Bsの最大値は2.1Tであった。

【0206】表8において飽和磁束密度Bsのバラツキが小さいのはRaが1.6nm以上で2.9nm以下であることにより、結晶性が良いためと考えられる。しかし前記Bsが2.2Tを越えないのは、Fe量が少ないことにあると考えられる。

40 【0207】

【表9】

Fe組成	52.3[質量%]以上、53.1[質量%]以下
Co組成	30.7[質量%]以上、30.8[質量%]以下
Bs	2.07~2.14
膜粗さ	2.9[nm]以上、3.5[nm]以下
膜応力	235[MPa]以上、291[MPa]以下

【0208】表9は、表2の実験結果であり、すなわちFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.5以上とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2よりも小さく

した場合の実験結果である。

【0209】表9に示すように、CoFeNi合金のFeの組成比は52.3質量%以上で56.1質量%以下になり、またCoの組成比は30.7質量%以上で30.8質量%以下になった。

【0210】また表9に示すように膜面の中心線平均粗さRaに関しては2.9nm以上で3.5nm以下になった。また飽和磁束密度Bsについては、2Tを越え、最大で2.14Tとなり表8の場合よりも大きくなった。しかし飽和磁束密度のバラツキが大きかった。飽和磁束密度Bsのバラツキが大きくなるのは、Raが2.9nm以上で3.5nm以下となり表8に比べて大きくなることにより、結晶性が低下したためと考えられる。また表8よりも飽和磁束密度が大きくなったのは、若干、Fe量が大きくなったためと考えられるが、依然としてFe不足から、飽和磁束密度Bsは2.2Tを越えないものと考えられる。

【0211】

【表10】

Fe組成	58[質量%]以上、71[質量%]以下
Co組成	23[質量%]以上、32[質量%]以下
Ni組成	2[質量%]以上、20[質量%]以下
Bs	2.16[T]以上、2.25[T]以下
面粗さ	2.3[nm]以上、5[nm]以下
膜応力	18[MPa]以上、400[MPa]以下

【0212】表10は、表3の実験結果であり、すなわちFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.5以上とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2以上で4以下とした場合の実験結果である。

【0213】表10に示すように、CoFeNi合金のFeの組成比は58質量%以上で71質量%以下になり、またCoの組成比は23質量%以上で32質量%以下になった。

【0214】また表10に示すように飽和磁束密度Bsは2.16T以上で2.25T以下であり、飽和磁束密度Bsが常に2.0Tを越えるばかりか2.15T以上の高い飽和磁束密度を得ることができた。

【0215】また膜面の中心線平均粗さRaは2.3nm以上で5nm以下になり、面粗れについても適切に抑制することができた。

【0216】このように表10では、2.15Tを越える非常に高い飽和磁束密度Bsが得られるばかりか、膜面の中心線平均粗さRaも5nm以下に抑えることができた。表8及び表9に比べて良好な結果が得られたので、本発明では、Feイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.5以上とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2以上で4以下としたメッキ浴組成を好ましい組成範囲とすることとした。

【0217】

【表11】

Fe組成	63.1[質量%]以上、67.5[質量%]以下
Co組成	23.3[質量%]以上、28.3[質量%]以下
Ni組成	4.2~13.6[質量%]
Bs	2.2[T]以上、2.25[T]以下
面粗さ	2.7[nm]以上、5[nm]以下
膜応力	168[MPa]以上、400[MPa]以下

【0218】表11は表4の実験結果であり、すなわちFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.5以上とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2以上で3.4以下とした場合の実験結果である。

【0219】表11に示すように、Feの組成比は、63質量%以上で67.5質量%以下であり、またCoの組成比は23.3質量%以上で28.3質量%以下であり、Niの組成比は4.2質量%以上で13.6質量%以下であった。

【0220】表11に示すように、飽和磁束密度Bsは、2.2T以上で2.25T以下であり、常に2.2T以上の高い飽和磁束密度Bsを得ることが可能ことがわかった。また膜面の中心線平均粗さRaも2.7nm以上で5nm以下であり、面粗れが小さかった。

【0221】よって本発明では、Feイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.5以上とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2以上で3.4以下としたメッキ浴組成をより好ましい組成範囲とすることとした。

【0222】

【表12】

Fe組成	63.0	64.6	67.5
Co組成	25.5	26.5	28.3
Ni組成	11.5	8.9	9.2
Bs	2.2[T]よりも大、2.25[T]以下		
面粗さ	2.7[nm]以上、5[nm]以下		
膜応力	329[MPa]以上、400[MPa]以下		

【0223】表12は表5の実験結果であり、すなわちFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.7以上とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2以上で3.4以下とした場合の実験結果である。

【0224】表12に示すように、Feの組成比は、63質量%以上で67.5質量%以下であり、またCoの組成比は23.3質量%以上で26.5質量%以下であった。なおFe、Co、およびNiの各組成比は、三元図上においてFeの組成比が64.6質量%、Coの組成比が26.5質量%、Niの組成比が8.9質量%となる点、Feの組成比が63質量%、Coの組成比が25.5質量%、Niの組成比が11.5質量%となる

点、及びFeの組成比が67.5質量%、Coの組成比が23.3質量%、Niの組成比が9.2質量%となる点の計3点で囲まれた組成範囲内である。

【0225】表12に示すように、飽和磁束密度Bsは、2.2Tよりも大きく2.25T以下となり、表11の場合に比べて常に2.2Tよりも大きい飽和磁束密度Bsを得ることが可能ことがわかった。また膜面の中心線平均粗さRaも2.7nm以上で5nm以下であり、面粗れが小さかった。

【0226】よって本発明では、Feイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.7以上とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2以上で3.4以下としたメッキ浴組成を最も好ましい組成範囲とすることとした。

【0227】

【表13】

Fe組成	68.1[質量%]
Co組成	24.6[質量%]
Bs	2.25[T]
面粗さ	2.7[nm]
膜応力	359[MPa]

【0228】表13は表6の実験結果であり、すなわちFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.8とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を2以上で3以下とした場合の実験結果である。

【0229】表13に示すように、Feの組成比は、68.1質量%であり、またCoの組成比は24.6質量%であり、Niの組成比は9.3質量%であった。

【0230】表13に示すように、飽和磁束密度Bsは2.25Tと非常に高い飽和磁束密度を得ることができた。また膜面の中心線平均粗さRaも2.7nmであり、面粗れが小さかった。

【0231】

【表14】

Fe組成	72[質量%]
Co組成	25.6[質量%]
Ni組成	2.4[質量%]
Bs	2.15[T]
面粗さ	5.4[nm]
膜応力	387[MPa]

【0232】表14は、表7の実験結果であり、すなわちFeイオン濃度/Coイオン濃度の比率を1.5以上とし、Feイオン濃度/Niイオン濃度を4よりも大きくした場合の実験結果である。

【0233】表14に示すように、CoFeNi合金のFeの組成比は72質量%であり、Coの組成比は25.6質量%、Niの組成比は2.4質量%であった。

【0234】表14に示すように飽和磁束密度Bsは

2.15Tとなり、2.0Tを超える高い飽和磁束密度Bsを得ることができたが、膜面の中心線平均粗さRaは5.4nmとなり、5nmよりも大きくなり面粗れが大きくなった。

【0235】面粗れが大きくなる理由については、表7のメッキ浴組成に示すようにFeイオン濃度/Niイオン濃度の比率が表1ないし表6の他のメッキ浴よりも高いことにあると考えられる。

【0236】Feイオン濃度がNiイオン濃度に比べて十分に大きい値であると、Feが優位に析出する異常析出となり、結晶粒径が粗大化し緻密な膜を形成できず膜面の面粗れが大きくなるものと考えられる。

【0237】また面粗れを抑制できるか否かについては、Feイオン濃度自体の大きさも大きく関与する。本発明では前記Feイオン濃度は、1.0g/l～2.0g/lであることが好ましい。なお従来ではFeイオン濃度は4.0g/l程度であった。本発明のようにFeイオン濃度を従来よりも低濃度にするすることで、攪拌効果を上げることができ、CoFeNi合金中に含まれるFe量を増やすことができると共に、結晶粒径を小さくでき緻密な膜を形成できて、面粗れを抑制することが可能である。

【0238】またメッキ浴中に2-ブチン-1,4ジオールを混入することにより、メッキ形成されたCoFeNi合金の結晶粒径の粗大化を抑制でき、前記結晶粒径が小さくなることで結晶間に空隙が生じ難くなり、膜面の面粗れを抑制することができる。

【0239】次に上記の実験で得られた各CoFeNi合金のFe量と軟磁気特性及び膜特性との関係を測定し、以下にまとめた。またNiFe合金についてもNiFe合金中に含まれるFe量と軟磁気特性及び膜特性との関係について調べた。また前記NiFe合金をCoFeNi合金をメッキ形成したときと同様の条件でパルス電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成した。

【0240】図8はCoFeNi合金の組成比と飽和磁束密度Bsとの関係を示す三元図である。

【0241】図8に示すように、NiFe合金の飽和磁束密度Bsは(三元図のNi組成軸上)、いずれも1.9T以下であり、2.0Tを超えないことがわかる。また、特開平10-199726号公報の表2に示されたCoFeNi合金の組成比と飽和磁束密度Bsとの関係についても三元図上に△印で示した。

【0242】特開平10-199726号公報の表2に示されたCoFeNi合金は、Fe量が少なく最大でも30質量%程度であり、また飽和磁束密度Bsも最大で1.8T程度であり、2.0Tを超えていないことがわかる。

【0243】本発明では、今回の実験により、CoFeNi合金のFe量を50質量%以上にするにより、飽和磁束密度Bsを2.0T以上にできることがわかつ

た。

【0244】またFe量はあまり大きすぎると今度は結晶粒径の粗大化が顕著になり膜面の面粗れがひどくなると共に、飽和磁束密度Bsも低下する。Fe量が90質量%を越えると飽和磁束密度Bsが2.0Tを下回るということがわかった。

【0245】次にNi量については20質量%を越えると、飽和磁束密度Bsが2.0Tを下回ることがわかった。またNi量を最低限、2質量%加えないと、膜応力が非常に大きくなり膜剥がれが生じ易くなると共に、CoFeNi合金の表面に緻密な酸化膜としての不動態膜も形成されにくいことがわかった。

【0246】上記の実験結果から、本発明におけるCoFeNi合金の組成比を、図8の①の斜線内の範囲、すなわちCo量が8質量%以上で48質量%以下、Fe量が50質量%以上で90質量%以下、Ni量が2質量%以上で20質量%以下とした。この範囲内であれば、CoFeNi合金の飽和磁束密度Bsを2.0T以上にできる。

【0247】また本発明では、好ましい範囲として図8に示す②の一点鎖線で囲まれた組成範囲内とした。この組成範囲内は、既に説明した表3のメッキ浴組成で形成されたCoFeNi合金の組成範囲である。すなわちCo量が23質量%以上で32質量%以下、Fe量が58質量%以上で71質量%以下、Ni量が2質量%以上で20質量%以下である。この組成範囲内であると飽和磁束密度Bsを2.15T以上にでき、さらに高い飽和磁束密度Bsを得ることができる。

【0248】しかも結晶粒径の粗大化が抑制され緻密な膜が形成されるため、膜面の面粗れを適切に抑制でき、膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下に抑えることが可能になっている。

【0249】また本発明では、より好ましい範囲として図8に示す③の点線で囲まれた組成範囲内とした。この組成範囲内は、既に説明した表4のメッキ浴組成で形成されたCoFeNi合金の組成範囲である。すなわち前記Coの組成比Xは23.3質量%以上で28.3質量%以下であり、前記Feの組成比Yは、63質量%以上で67.5質量%以下であり、前記元素αの組成比Zは、4.2質量%以上で13.6質量%以下である。この組成範囲内であると飽和磁束密度Bsを2.2T以上にでき、さらに高い飽和磁束密度Bsを得ることができる。

【0250】しかも結晶粒径の粗大化が抑制され緻密な膜が形成されるため、膜面の面粗れを適切に抑制でき、膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下に抑えることが可能になっている。

【0251】また本発明では、最も好ましい範囲として図8に示す④の点線で囲まれた組成範囲内とした。この組成範囲内は、既に説明した表5のメッキ浴組成で形成

されたCoFeNi合金の組成範囲である。すなわちCoの組成比X、Feの組成比Y、および元素αの組成比Zは(X、Y、Z)=(26.5質量%、64.6質量%、8.9質量%)、(25.5質量%、63質量%、11.5質量%)、(23.3質量%、67.5質量%、9.2質量%)の3点で囲まれる範囲内である。この組成範囲内であると飽和磁束密度Bsを2.2Tよりも大きくでき、さらに高い飽和磁束密度Bsを得ることができる。

【0252】しかも結晶粒径の粗大化が抑制され緻密な膜が形成されるため、膜面の面粗れを適切に抑制でき、膜面の中心線平均粗さRaを5nm以下に抑えることが可能になっている。

【0253】次に図8に示す①ないし④の組成範囲内で形成されたCoFeNi合金の他の軟磁気特性あるいは膜特性について図9以降で説明する。

【0254】図9は、CoFeNi合金の組成比と保磁力との関係を示す三元図である。図9に示す①ないし④の組成範囲内では保磁力Hcを158A/m以下に抑えることができることがわかった。この数値は、NiFe合金よりも大きくなるが、保磁力Hcを1580A/m以下に抑えることができれば、薄膜磁気ヘッドの磁極としてCoFeNi合金を使うにあたって問題は生じない。

【0255】図10はCoFeNi合金の組成比と比抵抗との関係を示す三元図である。図10に示す①ないし④の組成範囲内では、比抵抗を15μΩ・cm以上にできることがわかった。一方、NiFe合金はそれよりも高い比抵抗を得ることができ、具体的には35μΩ・cm以上の比抵抗を得ることができた。

【0256】このため既に説明したように、例えば図2の上部磁極層21には本発明におけるCoFeNi合金を使用し、上部コア層22にはNiFe合金を使用することで前記上部コア層22での渦電流損失を抑え、前記上部コア層22から上部磁極層21に磁束をスムーズに流すことができ、前記上部磁極層21への磁束の集約を適切に図ることが可能である。

【0257】図11はCoFeNi合金の組成比と膜応力との関係を示す三元図である。図11に示す①ないし④の組成範囲内では、膜応力を400MPa以下に抑えることができることがわかった。この数値は、NiFe合金よりも大きくなるが、膜応力を400MPa以下に抑えることができれば、薄膜磁気ヘッドの磁極としてCoFeNi合金を使うにあたって問題は生じない。

【0258】

【発明の効果】以上詳述した本発明では、Co<sub>x</sub>Fe<sub>y</sub>α<sub>z</sub>合金のCoの組成比Xを、8質量%以上で48質量%以下とし、Feの組成比Yを、50質量%以上で90質量%以下とし、元素α（ただし元素αは、NiかCrの一方あるいは双方）の組成比Zを、2質量%以上で20



質量%以下とし、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことで、NiFe合金よりも高い2.0T以上の飽和磁束密度 $B_s$ を安定して得ることができる。

【0259】また本発明では、前記Coの組成比 $X$ を23質量%以上で32質量%以下とし、Feの組成比 $Y$ を58質量%以上で71質量%以下とし、元素Niの組成比 $Z$ を2質量%以上で20質量%以下とし、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことが好ましい。

【0260】また本発明では、前記Coの組成比 $X$ は23.3質量%以上で28.3質量%以下であり、前記Feの組成比 $Y$ は63質量%以上で67.5質量%以下であり、前記元素 $\alpha$ の組成比 $Z$ は、4.2質量%以上で13.6質量%以下であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことがより好ましい。

【0261】また本発明では、Coの組成比 $X$ 、Feの組成比 $Y$ 、および元素 $\alpha$ の組成比 $Z$ は( $X$ 、 $Y$ 、 $Z$ )=(26.5質量%、64.6質量%、8.9質量%)、(25.5質量%、63質量%、11.5質量%)、(23.3質量%、67.5質量%、9.2質量%)の3点で囲まれる範囲内であり、組成比 $X+Y+Z=100$ 質量%なる関係を満たすことが最も好ましい。

【0262】また本発明におけるCoFe $\alpha$ 合金の場合、元素 $\alpha$ は不動態膜を作るNiやCrであるため、前記CoFe $\alpha$ 合金にNiFe合金を重ねてメッキ形成しても前記CoFe $\alpha$ 合金がイオン化して溶け出す現象を防止することができる。

【0263】本発明では上記CoFe $\alpha$ 合金を例えば薄膜磁気ヘッドのコア材として使用することができる。これにより高記録密度化に優れた耐食性にも優れた薄膜磁気ヘッドを製造することが可能である。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の第1実施形態の薄膜磁気ヘッドの部分正面図、

【図1】

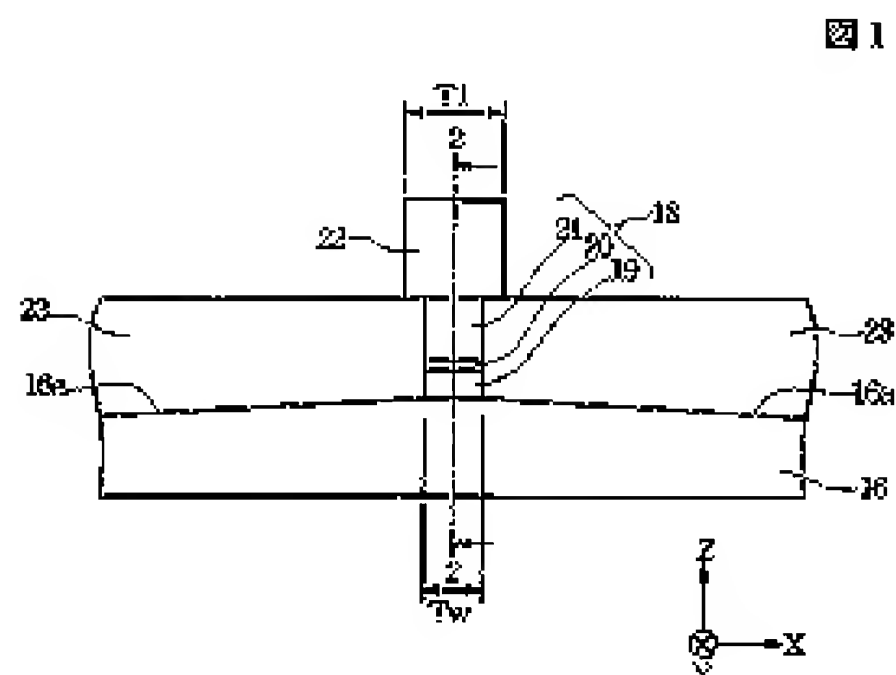


図1

\*【図2】図1の縦断面図、

【図3】本発明の第2実施形態の薄膜磁気ヘッドの部分正面図、

【図4】図3の縦断面図、

【図5】本発明の第3実施形態の薄膜磁気ヘッドの縦断面図、

【図6】本発明の第4実施形態の薄膜磁気ヘッドの縦断面図、

【図7】本発明の第5実施形態の薄膜磁気ヘッドの縦断面図、

【図8】パルス電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成されたCoFeNi合金とNiFe合金の組成比と飽和磁束密度との関係を示す三元図、

【図9】パルス電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成されたCoFeNi合金とNiFe合金の組成比と保磁力 $H_c$ との関係を示す三元図、

【図10】パルス電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成されたCoFeNi合金とNiFe合金の組成比と比抵抗との関係を示す三元図、

【図11】パルス電流を用いた電気メッキ法によりメッキ形成されたCoFeNi合金とNiFe合金の組成比と膜応力との関係を示す三元図、

【符号の説明】

- 11 スライダ
- 10 磁気抵抗効果素子
- 16 下部コア層（上部シールド層）
- 18、30 磁極部
- 19、32、50 下部磁極層
- 20、33 ギャップ層
- 21、34 上部磁極層
- 22、40、46、55 上部コア層
- 41 磁気ギャップ層
- 47 高 $B_s$ 層
- 48 上層

\*

【図2】

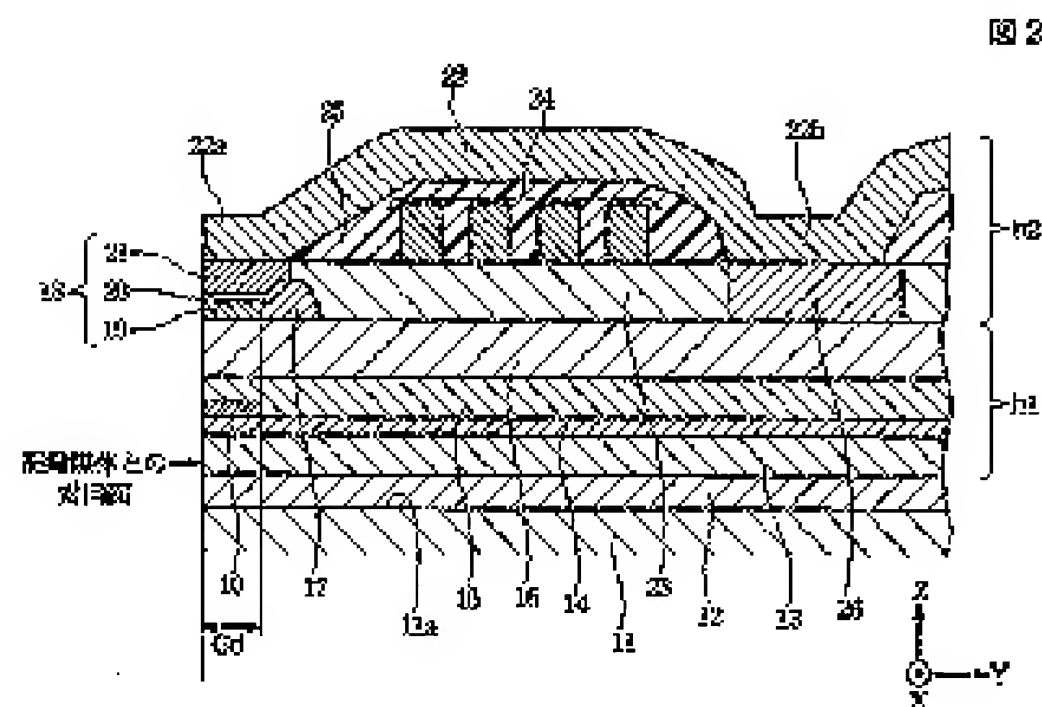
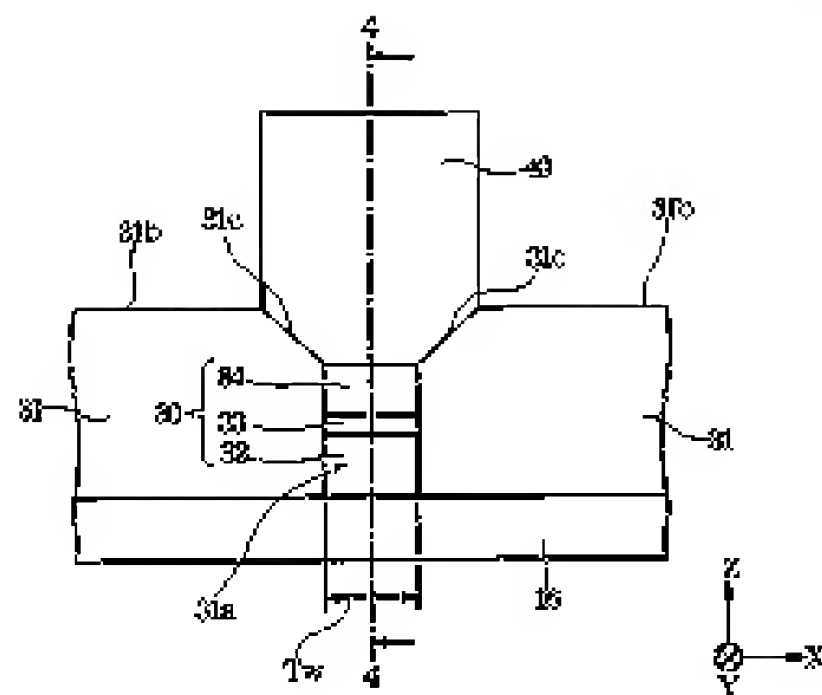


図2

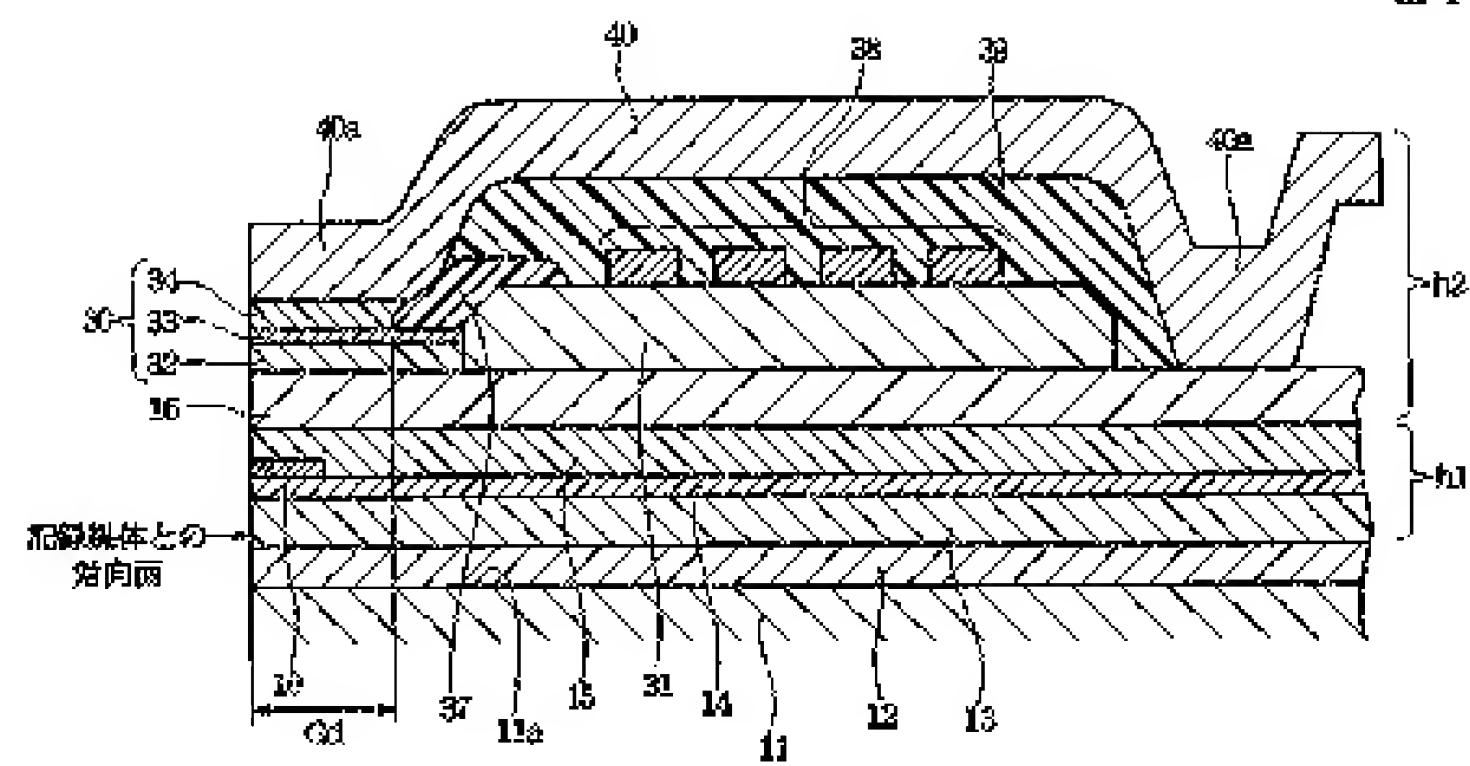
【図3】

図3



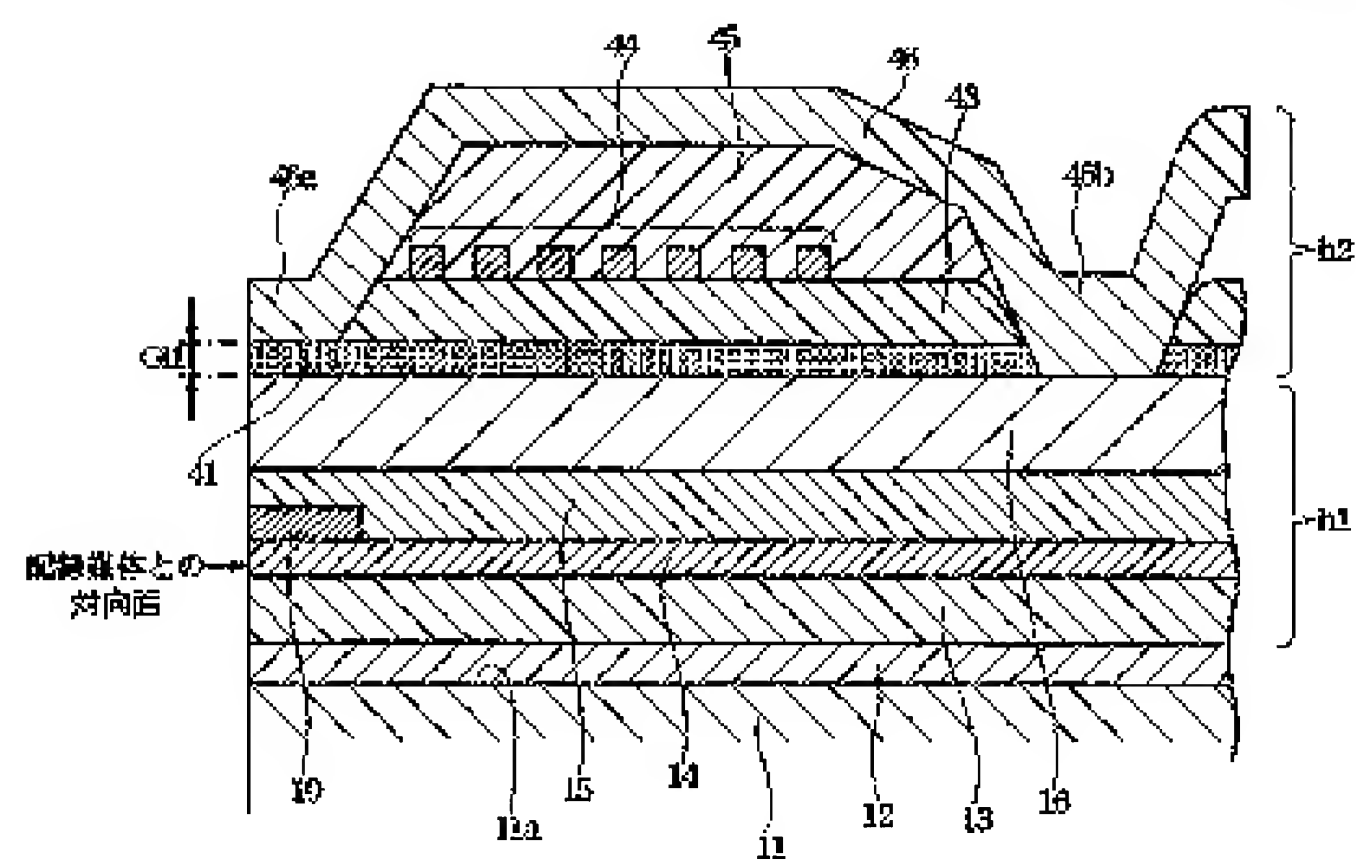
【図4】

図4



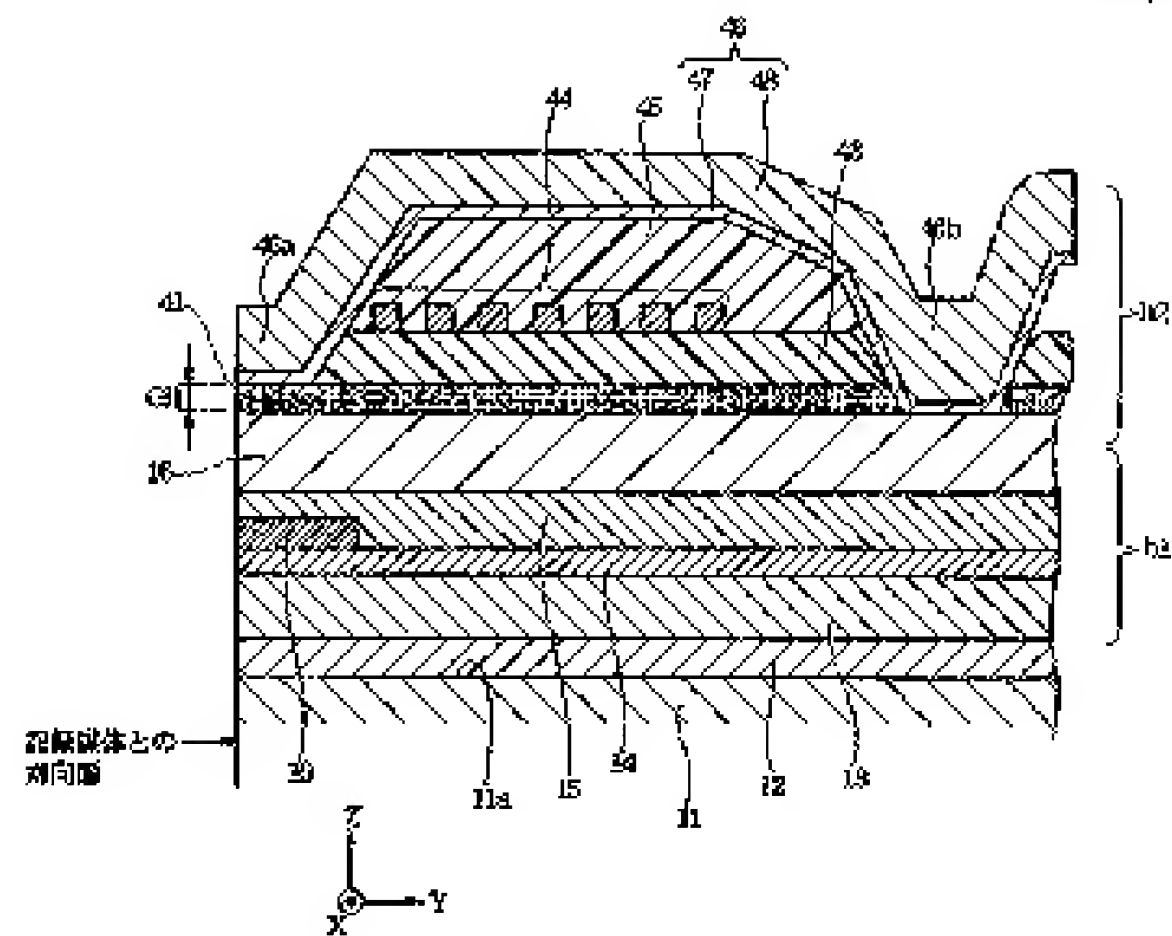
【図5】

図5



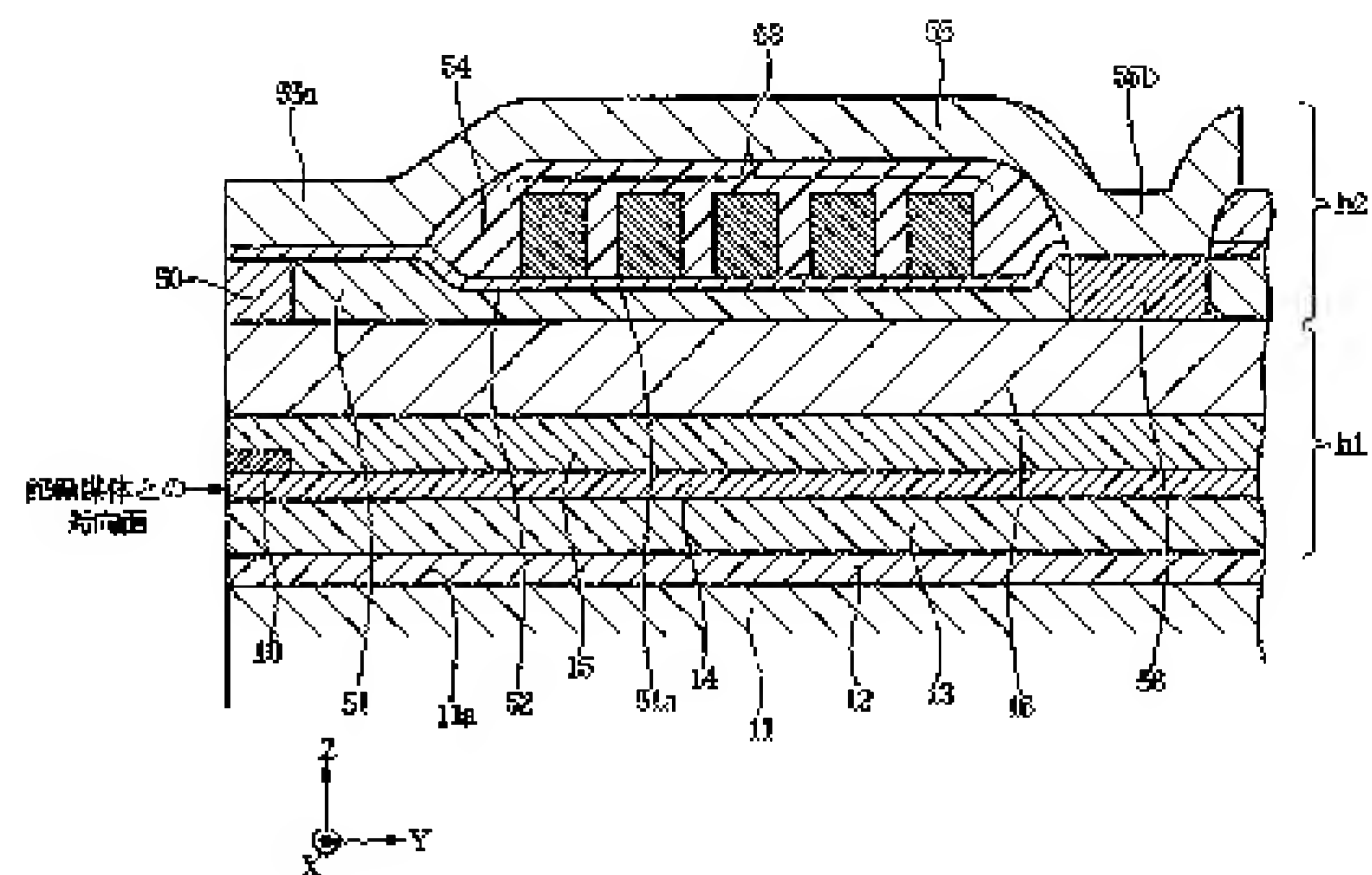
【図6】

図6



【図7】

図7

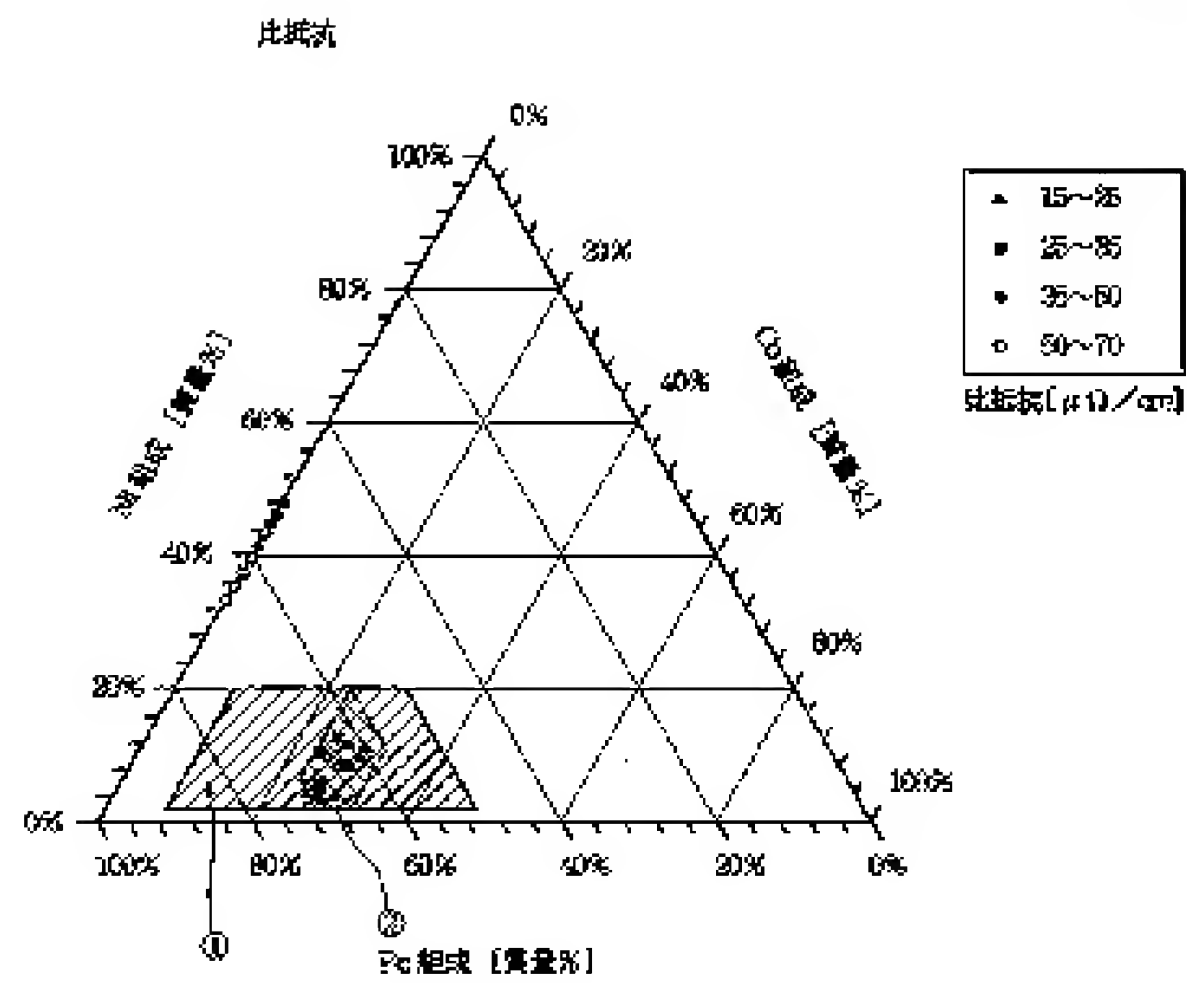






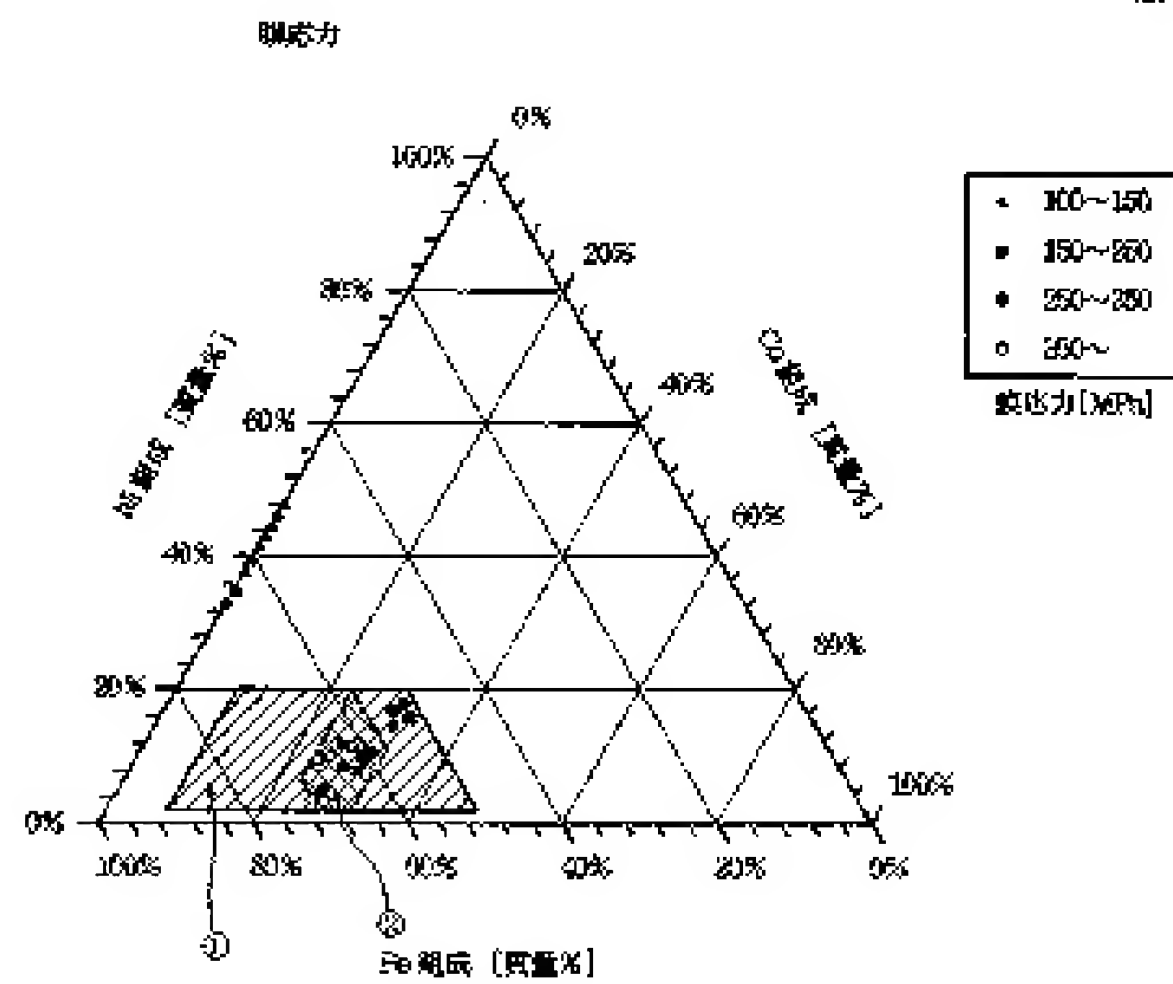
【図10】

図10



【図11】

図11



フロントページの続き

Fターム(参考) 5D033 BA03 BA08 BA12 CA01 CA06  
 DA04 DA31  
 5E049 AA01 AA09 AC05 BA12 CB02  
 DB12 LC02

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-217029

(43)Date of publication of application : 02.08.2002

(51)Int.Cl.

H01F 10/16

G11B 5/31

H01F 10/30

(21)Application number : 2001-005906

(71)Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD

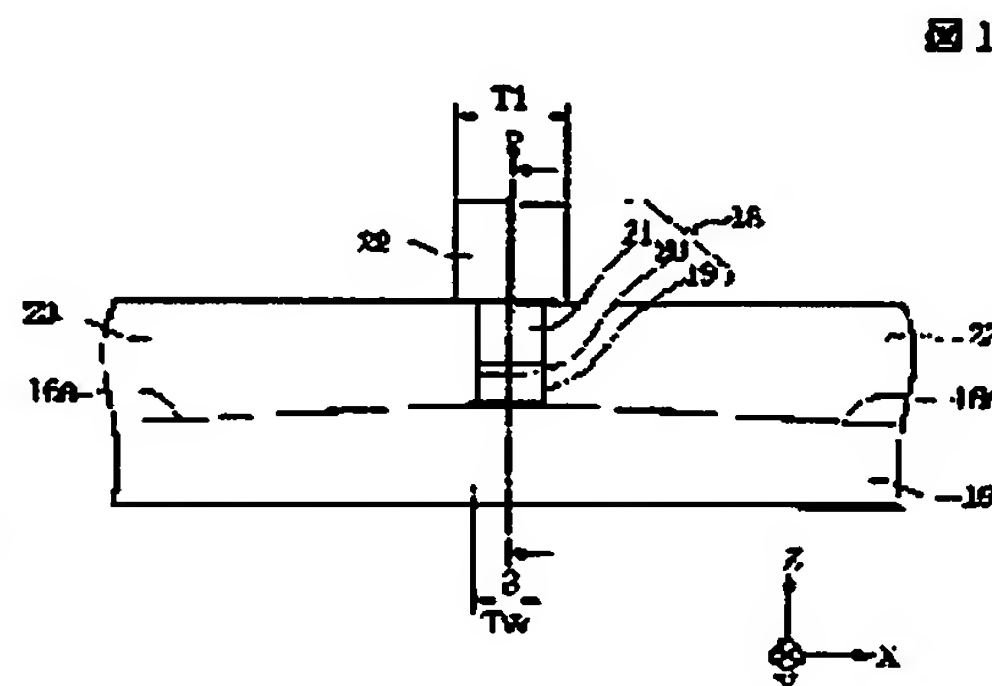
(22)Date of filing : 15.01.2001

(72)Inventor : KAWASAKI MITSUO  
KANEDA YOSHIHIRO**(54) SOFT MAGNETIC FILM, METHOD OF MANUFACTURING THE SAME THIN FILM  
MAGNETIC HEAD USING THE SAME, AND METHOD OF MANUFACTURING THE THIN FILM  
MAGNETIC HEAD**

(57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a soft magnetic film which has a saturation magnetic flux density  $B_s$  higher than that  $B_s$  of an NiFe alloy film by properly adjusting the compositional ratio of a  $\text{CoFe}\alpha$  alloy film being used for the soft magnetic film and moreover which is excellent also in an erosion resistance, and to provide a thin film magnetic head using this soft magnetic film, a method of manufacturing the soft magnetic film, and a method of manufacturing the thin film magnetic head.

**SOLUTION:** A lower magnetic pole layer 19 and/or an upper magnetic pole layer 21 are/is formed of a  $\text{CoXFeY}\alpha\text{Z}$  alloy film to satisfy the relation between the compositional ratio X of Co = higher than 8 mass % to lower than 48 mass %, the compositional ratio Y of Fe = higher than 50 mass % to lower than 90 mass % and the compositional ratio Z of an element  $\alpha$  (Provided that the element  $\alpha$  is one side or both of Ni and Cr) = higher than 2 mass % to lower than 20 mass % and the compositional ratios  $X+Y+Z=100$  mass %. Hereby, the saturation magnetic flux density of the alloy film can be set in a density of 2.0 T or higher and a thin film magnetic head excellent in an increase in a recording density can be manufactured using this alloy film.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

26.02.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]	3629431
[Date of registration]	17.12.2004
[Number of appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of extinction of right]	

**\* NOTICES \***

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.\*\*\* shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

---

**CLAIMS**

---

[Claim(s)]

[Claim 1] presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % An empirical formula is shown by  $\text{CoXFeY}\alpha\text{Z}$  (Element  $\alpha$  is one side or the both sides of nickel and Cr), the presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio Z of Element  $\alpha$  is [ the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, ] below 20 mass % above 2 mass %, and it is the soft magnetism film characterized by filling unrelated relation.

[Claim 2] presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % It is 32 or less mass % above 23 mass %, and the presentation ratio Y of Fe is below 71 mass % above 58 mass %, the presentation ratio Z of said element  $\alpha$  is below 20 mass % above 2 mass %, and said presentation ratio X of Co is soft magnetism film according to claim 1 which fills unrelated relation.

[Claim 3] presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % It is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, and said presentation ratio Y of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, the presentation ratio Z of said element  $\alpha$  is below 13.6 mass % above 4.2 mass %, and said presentation ratio X of Co is soft magnetism film according to claim 1 which fills unrelated relation.

[Claim 4] presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % The presentation ratio Z of the presentation ratio Y of the presentation ratios X and Fe of Co and Element  $\alpha$  is within the limits surrounded by three points,  $25.5 = (X, Y, Z)$  (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %), and is soft magnetism film according to claim 1 which fills unrelated relation.

[Claim 5] The saturation magnetic flux density of said soft magnetism film is soft magnetism film according to claim 1 to 4 which is more than 2.0T.

[Claim 6] The saturation magnetic flux density of said soft magnetism film is soft magnetism film according to claim 2 to 4 which is more than 2.15T.

[Claim 7] Said saturation magnetic flux density is soft magnetism film according to claim 3 or 4 which is 2.2 or more.

[Claim 8] Center line average-of-roughness-height Ra of said soft magnetism film is soft magnetism film according to claim 1 to 7 which is 5nm or less.

[Claim 9] Soft magnetism film according to claim 1 to 8 with which the passive state film is formed in the front face of said soft magnetism film.

[Claim 10] Soft magnetism film according to claim 1 to 9 with which plating formation of the NiFe alloy film is carried out in piles on said soft magnetism film.

[Claim 11] Said soft magnetism film is soft magnetism film according to claim 1 to 10 by which plating formation is carried out.

[Claim 12] It is the thin film magnetic head characterized by being formed with the soft magnetism film with which one [ at least ] core layer was indicated by claim 1 thru/or either of 11 in the thin film magnetic head which has the lower core layer made from a magnetic material, the up core layer formed through the magnetic gap on said lower core layer, and the coil layer which gives a record field to both core layers.

[Claim 13] The thin film magnetic head according to claim 12 in which the bosselation of the lower magnetic pole layer is carried out by the opposed face with a record medium on said lower core layer, and said lower magnetic pole layer is formed with said soft magnetism film.



[Claim 14] It is located between a lower core layer and an up core layer, and said lower core layer and up core layer, and has the magnetic pole section by which the width method of the track cross direction was regulated shorter than said lower core layer and an up core layer. The lower magnetic pole layer in which said magnetic pole section follows a lower core layer, the up magnetic pole layer which follows an up core layer, It consists of said lower magnetic pole layer and a gap layer located between said up magnetic pole layers. And or said magnetic pole section It consists of gap layers located between the up magnetic pole layer which follows an up core layer, and said up magnetic pole layer and lower core layer. Said up magnetic pole layer and/or a lower magnetic pole layer The thin film magnetic head characterized by being formed with the soft magnetism film indicated by claim 1 thru/or either of 11.

[Claim 15] The up core layer which said up magnetic pole layer is formed by said soft magnetism film, and is formed on said up magnetic pole layer is the thin film magnetic head according to claim 14 by which plating formation is carried out by the NiFe alloy film.

[Claim 16] For said core layer, the magnetic layer which the part which adjoins a magnetic gap at least consists of the magnetic layer more than two-layer, or said magnetic pole layer consists of the magnetic layer more than two-layer, and touches said magnetic gap among said magnetic layers is the thin film magnetic head according to claim 12 to 15 currently formed with said soft magnetism film.

[Claim 17] Other magnetic layers except touching said magnetic gap layer are the thin film magnetic head according to claim 16 by which plating formation is carried out with a NiFe alloy.

[Claim 18] By the electroplating method using pulse current, the presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %. the presentation ratio Y of Fe -- more than 50 mass % -- below 90 mass % -- it is -- Element alpha (Element alpha -- nickel --) The manufacture approach of the soft magnetism film characterized by the presentation ratio Z of one side of Cr or both sides carrying out plating formation of the  $\text{CoXFeYalphaZ}$  alloy film which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be, and with which relation is filled above 2 mass %.

[Claim 19] Make Fe ion concentration / Co ion concentration under plating bath or more into 1.5, and Fe ion concentration / alpha ion concentration is made or less into four by two or more. Said presentation ratio X of Co is below 32 mass % above 23 mass %, and the presentation ratio Y of Fe is below 71 mass % above 58 mass %. The manufacture approach of the soft magnetism film according to claim 18 that the presentation ratio Z of Element alpha carries out plating formation of the  $\text{CoXFeYalphaZ}$  alloy film which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be and with which relation is filled above 2 mass %.

[Claim 20] Make Fe ion concentration / Co ion concentration under plating bath or more into 1.5, and Fe ion concentration / alpha ion concentration is made or less into 3.4 by two or more. The presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %. Said presentation ratio Y of Fe presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % It is below 67.5 mass % above 63 mass %, the presentation ratio Z of said element alpha is below 13.6 mass % above 4.2 mass %, and it is the manufacture approach of the soft magnetism film according to claim 18 which carries out plating formation of the  $\text{CoXFeYalphaZ}$  alloy film which fills unrelated relation.

[Claim 21] Make Fe ion concentration / Co ion concentration under plating bath or more into 1.7, and Fe ion concentration / alpha ion concentration is made or less into 3.4 by two or more. the presentation ratio Z of the presentation ratio Y of the presentation ratios X and Fe of Co, and Element alpha ( $X \rightarrow Y$  and  $Z = (26.5 \text{ mass } \%, 64.6 \text{ mass } \%, 8.9 \text{ mass } \%) (25.5 \text{ mass } \% \rightarrow)$ ), The manufacture approach of the soft magnetism film according to claim 18 which carries out plating formation of the  $\text{CoXFeYNiZ}$  alloy film which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three points, 23.3 63 mass %, 11.5 mass %, and (mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %), and which fills relation.

[Claim 22] The manufacture approach of the soft magnetism film according to claim 18 or 21 which mixes saccharin sodium during a plating bath.

[Claim 23] The manufacture approach of the soft magnetism film according to claim 18 to 22 which mixes 2-butene -1 and 4 diol during said plating bath.

[Claim 24] The manufacture approach of the soft magnetism film according to claim 18 to 23

which mixes a 2-ethylhexyl sodium sulfate during said plating bath.

[Claim 25] The manufacture approach of the thin film magnetic head characterized by carrying out plating formation of one [ at least ] core layer in the manufacture approach of the thin film magnetic head of having said lower core layer, the up core layer which counters through a magnetic gap, and the coil layer which guides a record field to both core layers, by the soft magnetism film by the manufacture approach indicated by claim 18 thru/or either of 24 at the lower core layer made from a magnetic material, and an opposed face with a record medium.

[Claim 26] The manufacture approach of the thin film magnetic head according to claim 25 which carries out the bosselation of the lower magnetic pole layer by the opposed face with a record medium on said lower core layer, and carries out plating formation of said lower magnetic pole layer by said soft magnetism film.

[Claim 27] It is located between a lower core layer and an up core layer, and said lower core layer and up core layer, and has the magnetic pole section by which the width method of the truck cross direction was regulated shorter than said lower core layer and an up core layer. The lower magnetic pole layer which follows a lower core layer in said magnetic pole section, the up magnetic pole layer which follows an up core layer, And it forms in said lower magnetic pole layer and the gap layer located between said up magnetic pole layers. Or said magnetic pole section is formed in the gap layer located between the up magnetic pole layer which follows an up core layer, and said up magnetic pole layer and lower core layer. The manufacture approach of the thin film magnetic head characterized by carrying out plating formation of said up magnetic pole layer and/or the lower magnetic pole layer by the soft magnetism film by the manufacture approach indicated by claim 18 thru/or either of 24 at this time.

[Claim 28] The manufacture approach of the thin film magnetic head according to claim 27 which carries out plating formation of said up magnetic pole layer by said soft magnetism film, and carries out plating formation of the up core layer by the NiFe alloy film by the electroplating method on said up magnetic pole layer.

[Claim 29] The manufacture approach of the thin film magnetic head according to claim 25 to 28 which carries out plating formation of the magnetic layer which forms said core layer by the magnetic layer more than two-layer in the part which adjoins a magnetic gap at least, or forms said magnetic pole layer by the magnetic layer more than two-layer, and touches said magnetic gap among said magnetic layers at this time with said soft magnetism film.

[Claim 30] The manufacture approach of the thin film magnetic head according to claim 29 which carries out plating formation of other magnetic layers except touching said magnetic gap layer with a NiFe alloy by the electroplating method.

---

[Translation done.]

**\* NOTICES \***

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

---

**DETAILED DESCRIPTION**

---

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] While this invention can make larger than Bs of a NiFe alloy saturation magnetic flux density Bs of the CoFe $\alpha$  (Element  $\alpha$  is nickel) alloy used as core material of the thin film magnetic head, it relates to the manufacture approach of the thin film magnetic head using the soft magnetism film excellent in corrosion resistance, and this soft magnetism film, and said soft magnetism film, and the manufacture approach of said thin film magnetic head.

[0002]

[Description of the Prior Art] For example, it is necessary to use the magnetic material which has the high saturation magnetic flux density Bs with a raise in future recording density especially for the core layer of the thin film magnetic head, to centralize magnetic flux near the gap of said core layer, and to raise recording density.

[0003] The NiFe alloy is often used for said magnetic material from the former. Plating formation is carried out by the electroplating method which used a direct current, and said NiFe alloy can obtain the about [ 1.8T ] saturation magnetic flux density Bs.

[0004]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] In order to raise further the saturation magnetic flux density Bs of said NiFe alloy, it replaces with the electroplating method using a direct current, and the electroplating method by pulse current is used.

[0005] Although this was enabled to raise Bs of said NiFe alloy, saturation magnetic flux density Bs was not able to be carried out more than 2.0T. And \*\*\*\*\* of a film surface became severe and there was a problem that it was eaten away by various solvents with which said NiFe alloy is used in the process in which the thin film magnetic head is manufactured.

[0006] Thus, with a NiFe alloy, while it had the high saturation magnetic flux density Bs, the soft magnetism film excellent in corrosion resistance was not able to be formed.

[0007] Moreover, there is CoFe alloy film as soft magnetic materials often in addition to a NiFe alloy used. Said CoFe alloy film was adjusting the presentation ratio of Fe proper, and while the saturation magnetic flux density Bs higher than the NiFe alloy film was obtained, the following troubles generated it.

[0008] Although a NiFe alloy may be piled up on said CoFe alloy depending on the configuration of the thin film magnetic head or other magnetic cells, when carrying out plating formation of the NiFe alloy film by the electroplating method on said CoFe alloy film, the CoFe alloy film ionized and the problem of having melted [ begin ] and corroding occurred.

[0009] This is because the big potential difference (normal electrode potential difference) occurs between said CoFe alloy film and the NiFe alloy film, and is considered that the so-called cell effectiveness arises according to this potential difference, and it begun to melt. Therefore, when plating formation of the soft magnetism film and NiFe alloy film which have high saturation magnetic flux density especially was carried out in piles, a CoFe alloy was not able to be used for said soft magnetism film.

[0010] Moreover, it is one of the soft magnetism film with which the CoFeNi film is also often



used in addition to the NiFe alloy film or the CoFe alloy film. For example, four CoFeNi alloy film and soft magnetic characteristics from which a presentation ratio differs in Table 2 are indicated by JP,10-199726,A.

[0011] However, in the presentation ratio of the CoFeNi alloy film in this official report, all, saturation magnetic flux density  $B_s$  is less than 2.0T, and cannot obtain the big saturation magnetic flux density  $B_s$  effectively compared with the NiFe alloy film.

[0012] Then, this invention aims at offering the manufacture approach of the thin film magnetic head using the soft magnetism film which it was and was rationalizing the presentation ratio of a CoFe $\alpha$  alloy, was more expensive than  $B_s$  of a NiFe alloy and was moreover excellent also in corrosion resistance in saturation magnetic flux density  $B_s$  and this soft magnetism film for solving the above-mentioned conventional technical problem, and said soft magnetism film, and the manufacture approach of the thin film magnetic head.

[0013] Moreover, this invention can prevent that said CoFe $\alpha$  alloy begins to melt into a CoFe $\alpha$  alloy even if it carries out plating formation of the NiFe alloy in piles, and aims at offering the manufacture approach of the thin film magnetic head using the soft magnetism film which can maintain the high saturation magnetic flux density  $B_s$ , and this soft magnetism film, and said soft magnetism film, and the manufacture approach of the thin film magnetic head.

[0014]

[Means for Solving the Problem] As for the soft magnetism film in this invention, an empirical formula is shown by CoXFeY $\alpha$ Z (Element  $\alpha$  is one side or the both sides of nickel and Cr). The presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, and the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and the presentation ratio Z of Element  $\alpha$  is below 20 mass % above 2 mass %, and it is characterized by filling unrelated relation presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass %.

[0015] Saturation magnetic flux density  $B_s$  can be carried out to it being the CoFe $\alpha$  alloy which has this presentation more than 2.0T. Thus, in this invention, the saturation magnetic flux density  $B_s$  higher than a NiFe alloy can be obtained.

[0016] And big and rough-ization of the diameter of crystal grain is controlled, a crystal is formed precisely, and \*\*\*\*\* of a film surface can be made small. Therefore, in this invention, while the high saturation magnetic flux density  $B_s$  beyond 2.0T can be obtained, the soft magnetism film excellent in corrosion resistance can be manufactured.

[0017] Moreover, it is desirable that said presentation ratio X of Co is below 32 mass % above 23 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 71 mass % above 58 mass %, and the presentation ratio Z of Element  $\alpha$  fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass % ] to be [ relation ] above 2 mass %.

[0018] Saturation magnetic flux density  $B_s$  can be carried out to it being this presentation within the limits more than 2.15T. And center line average-of-roughness-height  $R_a$  of a film surface can be set to 5nm or less, and it is possible to raise corrosion resistance more effectively.

[0019] Moreover, it is more desirable that said presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, said presentation ratio Y of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio Z of said element  $\alpha$  fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 13.6 mass % ] to be [ relation ] above 4.2 mass %. Thereby, saturation magnetic flux density  $B_s$  is made more than 2.2T. And center line average-of-roughness-height  $R_a$  of a film surface can be set to 5nm or less, and it is possible to raise corrosion resistance more effectively.

[0020] Moreover, it is most desirable that the presentation ratio Z of the presentation ratio Y of the presentation ratios X and Fe of Co and Element  $\alpha$  fills with this invention the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three points, 25.5 = (X, Y, Z) (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %). Thereby, saturation magnetic flux density can be made larger than 2.2T. It is checked in the experiment which it mentions later that said especially saturation magnetic flux density is made to 2.25T at the maximum. And center line average-of-roughness-height  $R_a$  of a film surface can be set to 5nm or less, and it is possible to raise corrosion resistance more effectively.



[0021] Moreover, it is desirable that the passive state film is formed in the front face of said soft magnetism film in this invention. Said passive state film is a precise oxide film, and said passive state film is formed by nickel and Cr being contained in the soft magnetism film.

[0022] Thus, even when the passive state film was formed in the front face of the soft magnetism film and plating formation of the NiFe alloy film is carried out in piles on said soft magnetism film, it is possible to prevent for said CoFe $\alpha$  alloy to ionize and to begin to melt.

[0023] Therefore, in this invention, even when plating formation of the NiFe alloy film is carried out on said CoFe $\alpha$  alloy film, the high saturation magnetic flux density Bs and the corrosion resistance of said CoFe $\alpha$  alloy can be maintained appropriately.

[0024] Moreover, as for said soft magnetism film, in this invention, it is desirable that plating formation is carried out. It becomes possible forming by thick thickness rather than being able to form said soft magnetism film by the thickness of arbitration and being formed by the spatter of this.

[0025] Moreover, in the thin film magnetic head in which this invention has the lower core layer made from a magnetic material, the up core layer formed through the magnetic gap on said lower core layer, and the coil layer which gives a record field to both core layers, one [ at least ] core layer is characterized by being formed with the soft magnetism film indicated above.

[0026] Moreover, it is desirable that the bosselation of the lower magnetic pole layer is carried out by the opposed face with a record medium on said lower core layer, and said lower magnetic pole layer is formed with said soft magnetism film in this invention.

[0027] Or this invention is located between a lower core layer and an up core layer, and said lower core layer and up core layer, and has the magnetic pole section by which the width method of the truck cross direction was regulated shorter than said lower core layer and an up core layer. The lower magnetic pole layer in which said magnetic pole section follows a lower core layer, the up magnetic pole layer which follows an up core layer, It consists of said lower magnetic pole layer and a gap layer located between said up magnetic pole layers. And or said magnetic pole section It consists of gap layers located between the up magnetic pole layer which follows an up core layer, and said up magnetic pole layer and lower core layer, and said up magnetic pole layer and/or a lower magnetic pole layer are characterized by being formed with the soft magnetism film indicated above.

[0028] In addition, as for the up core layer which said up magnetic pole layer is formed by said soft magnetism film, and is formed on said up magnetic pole layer, it is desirable at this time that plating formation is carried out by the NiFe alloy film.

[0029] Moreover, it is desirable that the magnetic layer which the part in which said core layer adjoins a magnetic gap at least at this invention consists of the magnetic layer more than two-layer, or said magnetic pole layer consists of the magnetic layer more than two-layer, and touches said magnetic gap among said magnetic layers is formed with said soft magnetism film.

[0030] Moreover, as for other magnetic layers except touching said magnetic gap layer, it is desirable that plating formation is carried out with a NiFe alloy.

[0031] As described above, the CoFe $\alpha$  alloy as soft magnetism film in this invention has saturation magnetic flux density Bs as high as more than 2.0T, and its \*\*\*\*\* is also small. It is possible to manufacture the thin film magnetic head which could attain centralization of the magnetic flux near the gap, and could be made to promote high recording density-ization, and was excellent in corrosion resistance to use such soft magnetism film as core material of the thin film magnetic head.

[0032] The manufacture approach of the soft magnetism film in this invention by moreover, the electroplating method which used pulse current The presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, and the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %. presentation ratio X+Y+Z=100 mass % The presentation ratio Z of Element alpha (Element alpha is one side or the both sides of nickel and Cr) is below 20 mass % above 2 mass %, and it is characterized by carrying out plating formation of the CoXFeY $\alpha$ Z alloy film which fills unrelated relation.

[0033] The amount of Fe(s) has big effect on saturation magnetic flux density Bs. Bs will become small if there are few amounts of Fe(s). The amount of Fe(s) is 30 mass % at the maximum, and

the CoFeNi alloy mentioned to Table 2 of JP,10-199726,A is considered that it is one of the causes by which saturation magnetic flux density  $B_s$  becomes smaller than 2.0T that there are few amounts of Fe(s) in this way.

[0034] On the other hand, it was difficult like before to increase the amount of Fe(s) by the approach of carrying out plating formation by the electroplating method using a direct current, for example, the increase of the amount of Fe(s) or the CoFeNi alloy which there is a limitation also in this and has the saturation magnetic flux density  $B_s$  beyond 2.0T although it tried when met in the film were not able to be obtained by raising Fe ion concentration under plating bath.

[0035] So, in this invention, plating formation of the CoFe $\alpha$  alloy is carried out by the electroplating method which used pulse current. By the electroplating method using pulse current, ON/OFF of a current controlling element is repeated, for example, and the time amount which passes a current at the time of plating formation, and the blank time amount which does not pass a current are established. Thus, it is possible to carry out plating formation little by little, to compare the CoFe $\alpha$  alloy film with the electroplating method using a direct current by establishing the time amount which does not pass a current, and to ease the bias of distribution of the current density at the time of plating formation. According to the electroplating method by pulse current, adjustment of Fe content contained in the soft magnetism film compared with the electroplating method by the direct current becomes easy, and many said Fe contents in the film can be incorporated.

[0036] According to this invention, the presentation ratio Y of Fe can be made below into 90 mass % above 50 mass %. The below-mentioned experiment shows that saturation magnetic flux density  $B_s$  is made more than 2.0T by this. Although the remainder serves as Co and a presentation ratio of Element  $\alpha$ , if Element  $\alpha$  is put in too much, the below-mentioned experiment shows that saturation magnetic flux density  $B_s$  falls rather than 2.0T. In this invention, it became possible to carry out plating manufacture of the CoFe $\alpha$  alloy which saturation magnetic flux density  $B_s$  is more than 2.0T, and was excellent also in corrosion resistance making the presentation ratio X of Co below into 48 mass % above 8 mass %, and making the presentation ratio Z of Element  $\alpha$  below into 20 mass % above 2 mass %.

[0037] Moreover, in this invention, Fe ion concentration / Co ion concentration under plating bath are made or more into 1.5. Fe ion concentration /  $\alpha$  ion concentration is made or less into four by two or more, and said presentation ratio X of Co is below 32 mass % above 23 mass %. The presentation ratio Y of Fe is below 71 mass % above 58 mass %, and it is desirable that the presentation ratio Z of Element  $\alpha$  carries out plating formation of the CoXFeY $\alpha$ Z alloy film which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be and with which relation is filled above 2 mass %.

[0038] As shown in the experiment mentioned later, with the CoFe $\alpha$  alloy formed by the above-mentioned ion concentration ratio, it becomes possible to carry out plating manufacture of the soft magnetism film as for which could do saturation magnetic flux density  $B_s$  more than 2.15T, and the center line average of roughness height of a film surface was made to 5nm or less and which was effectively excellent in high saturation magnetic flux density  $B_s$  and corrosion resistance.

[0039] Moreover, in this invention, Fe ion concentration / Co ion concentration under plating bath are made or more into 1.5. Fe ion concentration /  $\alpha$  ion concentration is made or less into 3.4 by two or more, and the presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %. Said presentation ratio Y of Fe It is below 67.5 mass % above 63 mass %, and, as for the presentation ratio Z of said element  $\alpha$ , it is more desirable to carry out plating formation of the CoXFeY $\alpha$ Z alloy film which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 13.6 mass ] to be and which fills relation above 4.2 mass %. As shown in the experiment mentioned later, with the CoFe $\alpha$  alloy formed by the above-mentioned ion concentration ratio, saturation magnetic flux density  $B_s$  is made more than 2.2T.

[0040] Moreover, in this invention, Fe ion concentration / Co ion concentration under plating bath are made or more into 1.7. Fe ion concentration /  $\alpha$  ion concentration is made or less into 3.4 by two or more. The presentation ratio X of Co the presentation ratio Y of Fe, and the presentation ratio of \*\*\*\*\*  $\alpha$  --  $Z = (X, Y, Z)$  (26.5 mass % --) 64.6 mass % and 8.9 mass %

(25.5 mass % and 63 mass % —), It is most desirable to carry out plating formation of the CoXFeYalphaZ alloy film which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three points, 23.3 11.5 mass %, and (mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %), and which fills relation. As shown in the experiment mentioned later, with the CoFealpha alloy formed by the above-mentioned ion concentration ratio, saturation magnetic flux density Bs can be made larger than 2.2T.

[0041] Moreover, it is desirable to mix saccharin sodium during the plating bath of a CoFealpha alloy in this invention. It is possible to reduce the membrane stress of a CoFealpha alloy by saccharin sodium ( $C_6H_4CONaSO_2$ ) having a role of a stress relaxation agent, therefore mixing said saccharin sodium.

[0042] Moreover, it is desirable to mix 2-butene -1 and 4 diol during said plating bath in this invention. Big and rough-ization of the diameter of crystal grain of a CoFealpha alloy by which plating formation was carried out is controlled, it is hard coming to generate an opening between crystals because said diameter of crystal grain becomes small, and \*\*\*\*\* of a film surface is controlled by this. It also becomes possible to make coercive force Hc small by the ability of \*\*\*\*\* to be controlled.

[0043] Moreover, it is desirable to mix a 2-ethylhexyl sodium sulfate during said plating bath in this invention. The hydrogen produced during a plating bath by this is removed by the 2-ethylhexyl sodium sulfate which is a surface active agent, and can control \*\*\*\*\* by said hydrogen adhering to the plating film.

[0044] Moreover, although it may replace with said 2-ethylhexyl sodium sulfate and sodium lauryl sulfate may be used, it enables it for there to be little foaming when the direction which used the 2-ethylhexyl sodium sulfate mixes during a plating bath, therefore to be able to mix many said 2-ethylhexyl sodium sulfates during a plating bath, and to remove said hydrogen more appropriately.

[0045] Moreover, this invention is characterized by carrying out plating formation of one [ at least ] core layer by the soft magnetism film by the manufacture approach indicated above at the lower core layer made from a magnetic material, and an opposed face with a record medium in the manufacture approach of the thin film magnetic head of having said lower core layer, the up core layer which counters through a magnetic gap, and the coil layer which guides a record field to both core layers.

[0046] Moreover, it is desirable to carry out the bosselation of the lower magnetic pole layer by the opposed face with a record medium on said lower core layer, and to carry out plating formation of said lower magnetic pole layer by said soft magnetism film in this invention.

[0047] Moreover, this invention is located between a lower core layer and an up core layer, and said lower core layer and up core layer, and has the magnetic pole section by which the width method of the truck cross direction was regulated shorter than said lower core layer and an up core layer. The lower magnetic pole layer which follows a lower core layer in said magnetic pole section, the up magnetic pole layer which follows an up core layer, And it forms in said lower magnetic pole layer and the gap layer located between said up magnetic pole layers. Or said magnetic pole section is formed in the gap layer located between the up magnetic pole layer which follows an up core layer, and said up magnetic pole layer and lower core layer. It is characterized by carrying out plating formation of said up magnetic pole layer and/or the lower magnetic pole layer by the soft magnetism film by the manufacture approach indicated above at this time.

[0048] Moreover, it is desirable to carry out plating formation of said up magnetic pole layer by said soft magnetism film, and to carry out plating formation of the up core layer by the NiFe alloy film by the electroplating method on said up magnetic pole layer this invention.

[0049] Moreover, it is desirable to carry out plating formation of the magnetic layer which forms said core layer by the magnetic layer more than two-layer in the part which adjoins a magnetic gap at least, or forms said magnetic pole layer by the magnetic layer more than two-layer, and touches said magnetic gap among said magnetic layers in this invention at this time with said soft magnetism film.

[0050] Moreover, it is desirable to carry out plating formation of other magnetic layers except



touching said magnetic gap layer with a NiFe alloy by the electroplating method this invention.

[0051] As described above, by carrying out plating formation by the electroplating method using pulse current, the CoFe $\alpha$  alloy as soft magnetism film in this invention The presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and it is Element  $\alpha$  (however, Element  $\alpha$ ). The presentation ratio Z of one side of nickel and Cr or both sides is able to carry out plating formation of the CoXFeY $\alpha$ Z alloy which presentation ratio X+Y+Z=100 mass % Comes [ % / below / 20 mass % ] to be and with which relation is filled above 2 mass %.

[0052] And it is possible to manufacture the thin film magnetic head which saturation magnetic flux density Bs could attain high recording density-ization highly, and was excellent also in corrosion resistance to use such soft magnetism film as core material of the thin film magnetic head with the sufficient yield.

[0053]

[Embodiment of the Invention] It is drawing of longitudinal section which cut the thin film magnetic head which shows drawing 1 in the partial front view of the thin film magnetic head of the 1st operation gestalt of this invention, and shows drawing 2 to drawing 1 from two to 2 line, and was seen from the arrow head.

[0054] The thin film magnetic head in this invention is formed in trailing side edge side 11a of the slider 11 of the ceramic material which constitutes a surfacing type head, and is MR / inductive compound-die thin film magnetic head (only henceforth the thin film magnetic head) to which the laminating of MR head h1 and the inductive head h2 for writing was carried out.

[0055] MR head h1 detects the leak field from record media, such as a hard disk, using a magneto-resistive effect, and reads a record signal.

[0056] As shown in drawing 2, the lower shielding layer 13 made from a magnetic material which consists of NiFe etc. through 2Oaluminum3 film 12 is formed on trailing side edge side 11a of said slider 11, and the lower gap layer 14 made from an insulating material is further formed on it.

[0057] On said lower gap layer 14, the magneto-resistive effect components 10, such as an anisotropy magneto-resistive effect (AMR) component, a giant magneto-resistance (GMR) component, or a tunnel mold magneto-resistive effect (TMR) component, are formed towards the height direction (the direction of illustration Y) from an opposed face with a record medium, and the up gap layer 15 made from an insulating material is further formed on said magneto-resistive effect component 10 and the lower gap layer 14. The up shielding layer 16 furthermore formed with magnetic materials, such as NiFe, on said up gap layer 15 is formed. MR head h1 consists of cascade screens from said lower shielding layer 13 to the up shielding layer 16.

[0058] Next, with the operation gestalt shown in drawing 1 and 2, said up shielding layer 16 is made to serve a double purpose also as a lower core layer of an inductive head h2, Gd arrangement layer 17 is formed on said lower core layer 16, and a gap depth (Gd) is regulated with the die-length dimension from an opposed face with a record medium to the point of said Gd arrangement layer 17. Said Gd arrangement layer 17 is formed for example, by the organic insulating material.

[0059] Moreover, top-face 16a of said lower core layer 16 is formed in the inclined plane which inclines in the direction of an inferior surface of tongue as are shown in drawing 1 and it is separated from the end face of the magnetic pole section 18 crosswise [ truck ] (the direction of illustration X), and it is possible for this to control generating of side fringing.

[0060] Moreover, as shown in drawing 2, it applies on said Gd arrangement layer 17 from an opposed face with a record medium, and the magnetic pole section 18 is formed.

[0061] As for said magnetic pole section 18, the laminating of the lower magnetic pole layer 19, the nonmagnetic gap layer 20, and the up magnetic pole layer 21 is carried out from the bottom.

[0062] Direct plating formation of said lower magnetic pole layer 19 is carried out on the lower core layer 16. Moreover, as for the gap layer 20 formed on said lower magnetic pole layer 19, it is desirable to be formed with the non-magnetic metal ingredient in which plating formation is possible. Specifically, it is desirable to be chosen from one sort or two sorts or more in NiP, NiPd, NiW, NiMo, and Au, Pt, Rh, Pd, Ru and Cr.



[0063] In addition, NiP is used for said gap layer 20 as a concrete operation gestalt in this invention. It is because said gap layer 20 changes into a nonmagnetic condition appropriately by forming said gap layer 20 by NiP.

[0064] The up magnetic pole layer 21 furthermore formed on said gap layer 20 is magnetically connected with the up core layer 22 formed on it.

[0065] If the gap layer 20 is formed as mentioned above with the non-magnetic metal ingredient in which plating formation is possible, it is possible to carry out continuation plating formation of the lower magnetic pole layer 19, the gap layer 20, and the up magnetic pole layer 21.

[0066] In addition, said magnetic pole section 18 may consist of two-layer [ of the gap layer 20 and the up magnetic pole layer 21 ].

[0067] As shown in drawing 1, the width method [ in / in said magnetic pole section 18 / the track cross direction (the direction of illustration X) ] is formed with the width of recording track  $T_w$ .

[0068] As shown in drawing 1 and drawing 2, the insulating layer 23 is formed the both sides and behind [ height direction ] (the direction of illustration Y) said magnetic pole section 18. [ of the track cross direction (the direction of illustration X) ] The top face of said insulating layer 23 is made into the same flat surface as the top face of said magnetic pole section 18.

[0069] As shown in drawing 2, on said insulating layer 23, pattern formation of the coil layer 24 is carried out spirally. Moreover, said coil layer 24 top is covered with the insulating layer 25 made from an organic insulation.

[0070] As shown in drawing 2, it applies on an insulating layer 25 from on the magnetic pole section 18, and pattern formation of the up core layer 22 is carried out for example, by frame plating. As shown in drawing 1, a width method [ in / in point 22a of said up core layer 22 / the track cross direction in an opposed face with a record medium ] is formed by  $T_1$ , and this width method  $T_1$  is formed more greatly than the width of recording track  $T_w$ .

[0071] Moreover, as shown in drawing 2, direct continuation of the end face section 22b of said up core layer 22 is carried out on the connection layer 26 made from the magnetic material formed on the lower core layer 16 (back gap layer).

[0072] In this invention, said up magnetic pole layer 21 and/or the lower magnetic pole layer 19 are formed by the soft magnetism film which has the following presentation ratios.

[0073] An empirical formula is shown by  $\text{CoXFeY}\alpha\text{Z}$  (however, the element alpha one side or the both sides of nickel and Cr), the presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and the presentation ratio Z of Element alpha fills the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass % ] to be above 2 mass %.

[0074] Saturation magnetic flux density  $B_s$  can be made so large that there are many amounts of Fe(s). However, if the amount of Fe(s) increases too much, while \*\*\*\*\* of a film surface will become severe by big and rough-ization of the diameter of crystal grain and corrosion resistance will fall, saturation magnetic flux density  $B_s$  will also fall.

[0075] By this invention, saturation magnetic flux density can be carried out more than 2.0T by making the amount of Fe(s) below into 90 mass % as mentioned above above 50 mass %.

[0076] Although the remaining presentation ratios except the amount of Fe(s) turn into a presentation ratio of Co, and a presentation ratio of Element alpha, since the saturation magnetic flux density  $B_s$  higher than the permalloy which is adding Co and consists only of nickel and Fe is obtained, optimum dose addition of the Co needs to be carried out. On the other hand, if Element alpha is added, since saturation magnetic flux density  $B_s$  will fall rather than the magnetic material which consists only of Co and Fe, the amount of Element alpha needs to be added by extent to which saturation magnetic flux density  $B_s$  does not become smaller than 2.0T. When Element alpha was made [ more ] by experiment than 20 mass, it turned out that saturation magnetic flux density  $B_s$  becomes smaller than 2.0T.

[0077] Based on the above-mentioned viewpoint, by this invention, the presentation ratio X of Co was made below into 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio Y of Fe was made below into 90 mass % above 50 mass %, and the presentation ratio Z of Element alpha was made below into 20 mass % above 2 mass %. Thereby, saturation magnetic flux density  $B_s$  can be



carried out more than 2.0T. Moreover, in this invention, it is stabilized and high saturation magnetic flux density can be obtained.

[0078] Moreover, \*\*\*\*\* of a film surface can be lessened by a crystal being formed precisely, corrosion resistance can be raised, and coercive force  $H_c$  can be further made small. It is possible to specifically make said coercive force below into 1580 (A/m).

[0079] Moreover, the specific resistance more than 15 ( $\mu\Omega$  and cm) can be obtained as a CoFe $\alpha$  alloy is above-mentioned presentation within the limits. Moreover, membrane stress can be set to 400 or less MPas. Furthermore about an anisotropy field  $H_k$ , the anisotropy field  $H_k$  comparable as the NiFe alloy currently generally used as soft magnetic materials from the former can be obtained.

[0080] Moreover, it is desirable that said presentation ratio X of Co is below 32 mass % above 23 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 71 mass % above 58 mass %, and the presentation ratio Z of Element alpha fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass % ] to be [ relation ] above 2 mass %.

[0081] Saturation magnetic flux density  $B_s$  can be raised further by this, and the saturation magnetic flux density  $B_s$  beyond 2.15T can specifically be obtained. Moreover, center line average-of-roughness-height  $R_a$  of a film surface can be certainly set to 5nm or less. Therefore, it is possible to manufacture the soft magnetism film which has the high saturation magnetic flux density  $B_s$  still more effectively, and was excellent in corrosion resistance.

[0082] Moreover, it is more desirable that said presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, said presentation ratio Y of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio Z of said element alpha fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 13.6 mass % ] to be [ relation ] above 4.2 mass %. Thereby, saturation magnetic flux density is made more than 2.2T. Moreover, center line average-of-roughness-height  $R_a$  of a film surface can be certainly set to 5nm or less.

[0083] Moreover, it is most desirable that the presentation ratio Z of the presentation ratio Y of the presentation ratios X and Fe of Co and Element alpha fills with this invention the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three points, 25.5 = (X, Y, Z) (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %). Thereby, saturation magnetic flux density can be made larger than 2.2T. Moreover, center line average-of-roughness-height  $R_a$  of a film surface can be certainly set to 5nm or less. For example, if 24.6 mass % and the presentation ratio of Element alpha are made [ the presentation ratio of Fe ] into 9.3 mass % for 66.1 mass % and the presentation ratio of Co, it is checked that saturation magnetic flux density is made to 2.25T.

[0084] In addition, it is desirable to choose nickel as said element alpha. That is, it is desirable to form the up magnetic pole layer 21 and/or the lower magnetic pole layer 19 with a CoFeNi alloy. By being above-mentioned presentation within the limits, and forming said CoFeNi alloy, saturation magnetic flux density  $B_s$  is certainly made more than 2.0T. Moreover, it is possible to make membrane stress small especially by addition of nickel.

[0085] As mentioned above, since it is possible for saturation magnetic flux density  $B_s$  to acquire more than 2.0T and a high value as for the CoFe $\alpha$  alloy described above in this invention, by using it for the up magnetic pole layer 21 and/or the lower magnetic pole layer 19, magnetic flux is centralized near the gap of said magnetic pole layer, and it can raise recording density. Therefore, the thin film magnetic head which can respond to future high recording density-ization can be manufactured. And the CoFe $\alpha$  alloy which is above-mentioned presentation within the limits, and was formed has little \*\*\*\*\* of a film surface, and is excellent in corrosion resistance, and is the low coercive force  $H_c$ .

[0086] The partial front view showing the structure of the thin film magnetic head of the 2nd operation gestalt [ in / in drawing 3 / this invention ] and drawing 4 are drawings of longitudinal section which cut the thin film magnetic head from 4-4 line shown in drawing 3, and were seen from the arrow head.

[0087] With this operation gestalt, the structure of MR head h1 is the same as drawing 1 and drawing 2. As shown in drawing 3, the insulating layer 31 is formed on the lower core layer 16. Width-of-recording-track formation slot 31a formed in the height direction (direction of



illustration Y) back with the predetermined die-length dimension from the opposed face with a record medium is formed in said insulating layer 31. Said width-of-recording-track formation slot 31a is formed with the width of recording track Tw in the opposed face with a record medium (refer to drawing 3).

[0088] The magnetic pole section 30 to which the laminating of the lower magnetic pole layer 32, the nonmagnetic gap layer 33, and the up magnetic pole layer 34 was carried out from the bottom is formed in said width-of-recording-track formation slot 31a.

[0089] Direct plating formation of said lower magnetic pole layer 32 is carried out on the lower core layer 16. Moreover, as for the gap layer 33 formed on said lower magnetic pole layer 32, it is desirable to be formed with the non-magnetic metal ingredient in which plating formation is possible. Specifically, it is desirable to be chosen from one sort or two sorts or more in NiP, NiPd, NiW, NiMo, and Au, Pt, Rh, Pd, Ru and Cr.

[0090] In addition, NiP is used for said gap layer 33 as a concrete operation gestalt in this invention. It is because said gap layer 33 changes into a nonmagnetic condition appropriately by forming said gap layer 33 by NiP.

[0091] In addition, said magnetic pole section 30 may consist of two-layer [ of the gap layer 33 and the up magnetic pole layer 34 ].

[0092] On said gap layer 33, it applies on an insulating layer 31 from the location which separated only the gap depth (Gd) from the opposed face with a record medium, and Gd arrangement layer 37 is formed.

[0093] The up magnetic pole layer 34 furthermore formed on said gap layer 33 is magnetically connected with the up core layer 40 formed on it.

[0094] If the gap layer 33 is formed as mentioned above with the non-magnetic metal ingredient in which plating formation is possible, it is possible to carry out continuation plating formation of the lower magnetic pole layer 32, the gap layer 33, and the up magnetic pole layer 34.

[0095] As shown in drawing 4, on said insulating layer 31, pattern formation of the coil layer 38 is carried out spirally. Said coil layer 38 is covered with the insulating layer 39 formed by the organic insulating material etc.

[0096] As shown in drawing 3, the inclined planes 31c and 31c where a width method spreads gradually according to the direction which is missing from top-face 31b of said insulating layer 31 from the top face of said up magnetic pole layer 34, and separates from the lower core layer 16 are formed in the both-sides end face in the truck cross direction (the direction of illustration X) of width-of-recording-track regulation slot 31a.

[0097] And as shown in drawing 3, point 40a of the up core layer 40 is formed in the direction which applies on said inclined plane 31c and 31c from said up magnetic pole layer 34 top face, and separates from the lower core layer 16.

[0098] As shown in drawing 4, it is formed on an insulating layer 39, up applying [ said / 40 ] it in the height direction (the direction of illustration Y) from an opposed face with a record medium, and end face section 40b of said up core layer 40 is directly formed on the lower core layer 16.

[0099] With the 2nd operation gestalt shown in drawing 3 and drawing 4, the lower magnetic pole layer 32 and/or the up magnetic pole layer 34 The presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and it is Element alpha (however, Element alpha). The presentation ratio Z of one side of nickel and Cr or both sides is formed by  $\text{CoXFeYalphaZ}$  which filled the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be above 2 mass %.

[0100] It is desirable that said presentation ratio X of Co is below 32 mass % above 23 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 71 mass % above 58 mass %, and the presentation ratio Z of Element alpha fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be [ relation ] above 2 mass %.

[0101] Moreover, it is more desirable that said presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, said presentation ratio Y of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio Z of said element alpha fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 13.6 mass ] to be [ relation ] above 4.2 mass %.



[0102] Moreover, it is most desirable that the presentation ratio Z of the presentation ratio Y of the presentation ratios X and Fe of Co and Element alpha fills with this invention the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three points, 25.5 = (X, Y, Z) (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %).

[0103] Since magnetic flux can be centralized near the gap and recording density can be raised by said lower magnetic pole layer 32 and the up magnetic pole layer 34 being formed with the above-mentioned CoFealpha alloy which has the high saturation magnetic flux density Bs beyond 2.0T, manufacture of the thin film magnetic head excellent in high recording density-ization is possible. In addition, as for said saturation magnetic flux density Bs, it is more desirable that it is more than 2.2T.

[0104] Moreover, a crystal can be precisely formed by being above-mentioned presentation within the limits, and being formed, and said CoFealpha alloy can control \*\*\*\*\* in a film surface, and can raise corrosion resistance. In this invention, center line average-of-roughness-height Ra of said film surface can be set to 5nm or less. Moreover, coercive force Hc can be made small below 1580 (A/m).

[0105] With the operation gestalt shown in drawing 1 thru/or drawing 4, each has the magnetic pole sections 18 and 30 between the lower core layer 16, the up core layer 22, and 40. The lower magnetic pole layers 19 and 32 and/or the up magnetic pole layers 21 and 34 which constitute said magnetic pole sections 18 and 30 The presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and it is Element alpha (however, Element alpha). Although the presentation ratio Z of one side of nickel and Cr or both sides is formed by CoXFeYalphaZ which filled the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass % ] to be above 2 mass % It is desirable that plating formation of the up core layers 22 and 40 which said up magnetic pole layers 21 and 34 are especially formed with said CoXFeYalphaZ alloy by this invention, and are formed in piles on said up magnetic pole layers 21 and 34 is carried out with the NiFe alloy.

[0106] As for said up core layers 22 and 40, it is desirable that specific resistance is higher than saturation magnetic flux density Bs rather. Since it is necessary to control that eddy current loss occurs in the part of said up core layers 22 and 40 in order to draw a record field suitable for said up magnetic pole layers 21 and 34 from the up core layers 22 and 40 at the time of record in a high frequency band, it is effective to use a NiFe alloy with specific resistance higher than a CoFealpha alloy for the up core layers 22 and 40 in this invention, when attaining high recording density-ization. In addition, for example, nickel80Fe20 alloy is used for said up core layers 22 and 40.

[0107] By the way, although a CoFealpha alloy is used as up magnetic pole layers 21 and 34 and the NiFe alloy is used as up core layers 22 and 40 in this invention, while carrying out plating formation of said up core layers 22 and 40 by the electroplating method by this, it can prevent appropriately said up magnetic pole layers 21 and 34 being ionized, and beginning to melt.

[0108] The element alpha in this invention is nickel and Cr which make the passive state film used as a precise oxide film, it is that these are added, and it is possible for the passive state film to be formed in the front face of said up magnetic pole layers 21 and 34, and to prevent ionization of the up magnetic pole layers 21 and 34.

[0109] Ionization of the up magnetic pole layers 21 and 34 can be controlled appropriately by this, and the magnetic pole excellent in high saturation magnetic flux density Bs and corrosion resistance can be maintained.

[0110] In addition, also as for the lower magnetic pole layers 19 and 32, being formed with a CoFealpha alloy is desirable, and they can control effectively the ionization of said lower magnetic pole layers 19 and 32 when carrying out plating formation of the up core layers 22 and 40 by this.

[0111] Moreover, the laminating of the magnetic layer more than two-layer may be carried out, and said lower magnetic pole layers 19 and 32 and/or the up magnetic pole layers 21 and 34 may consist of this inventions. In this configuration, it is desirable that the magnetic layer of the side which touches the gap layers 20 and 33 is formed with the CoFealpha alloy of the above-



mentioned presentation range. It is possible to be able to centralize magnetic flux more near the gap and to manufacture the thin film magnetic head which can respond to future high recording density-ization by this.

[0112] Moreover, although other magnetic layers other than the magnetic layer which touches said gap layers 20 and 33 may be formed with the magnetic material of what kind of the quality of the material and a presentation ratio, it is more desirable than the magnetic layer of the side which touches said gap layers 20 and 33 that saturation magnetic flux density  $B_s$  becomes small, for example, as for a magnetic layer besides the above, being formed with a NiFe alloy is desirable, thereby --- said --- others --- while becoming possible to draw a record field suitable for the magnetic layer of the side which touches the gap layers 20 and 33 from a magnetic layer, and to attain high recording density-ization --- said --- others --- ionization of the magnetic layer of the side which touches said gap layers 20 and 33 when carrying out plating formation of the magnetic layer can be prevented appropriately.

[0113] In addition, although a magnetic layer besides the above does not need to be formed with a NiFe alloy and it may be formed with a CoFe $\alpha$  alloy etc., it is desirable to adjust a presentation ratio appropriately so that it may have the saturation magnetic flux density  $B_s$  lower than the magnetic layer of the side which touches the gap layers 20 and 33.

[0114] Moreover, although the high thing of the saturation magnetic flux density  $B_s$  of the lower magnetic pole layers 19 and 32 is desirable, if flux reversal of the leak field between a lower magnetic pole layer and an up magnetic pole layer is made easy to carry out by making it lower than the saturation magnetic flux density  $B_s$  of the up magnetic pole layers 21 and 34, the write-in consistency of the signal to a record medium can be made high more.

[0115] Drawing 5 is drawing of longitudinal section of the thin film magnetic head of the 3rd operation gestalt in this invention. With this operation gestalt, MR head h1 is the same as drawing 1. As shown in drawing 5, the magnetic gap layer (non-magnetic material layer) 41 by an alumina etc. is formed in the lower core layer 16. Furthermore on said magnetic gap layer 41, the coil layer 44 by which pattern formation was carried out so that it might become spiral superficially through the insulating layer 43 made from polyimide or a resist ingredient is formed. In addition, said coil layer 44 is formed with the nonmagnetic conductivity ingredient with small electric resistance, such as Cu (copper).

[0116] Furthermore, said coil layer 44 is surrounded by the insulating layer 45 formed with polyimide or a resist ingredient, and the up core layer 46 made from soft magnetic materials is formed on said insulating layer 45.

[0117] As shown in drawing 5, in the opposed face with a record medium, it counters through said magnetic gap layer 41 on the lower core layer 16, and, as for point 46a of said up core layer 46, the magnetic gap of the magnetic gap length  $G_{H1}$  is formed, and end face section 46b of the up core layer 46 is magnetically connected with the lower core layer 16, as shown in drawing 5.

[0118] In this invention, the lower core layer 16 and/or the up core layer 46 The presentation ratio  $X$  of Co is below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio  $Y$  of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and it is Element  $\alpha$  (however, Element  $\alpha$ ). The presentation ratio  $Z$  of one side of nickel and Cr or both sides is formed with the CoXFeY $\alpha$ Z alloy which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be above 2 mass % and which fills relation.

[0119] Moreover, said presentation ratio  $X$  of Co is below 32 mass % above 23 mass %, the presentation ratio  $Y$  of Fe is below 71 mass % above 58 mass %, and, as for the presentation ratio  $Z$  of Element  $\alpha$ , it is desirable to fill the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be above 2 mass %.

[0120] Moreover, it is more desirable that said presentation ratio  $X$  of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, said presentation ratio  $Y$  of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio  $Z$  of said element  $\alpha$  fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 13.6 mass ] to be [ relation ] above 4.2 mass %.

[0121] Moreover, it is most desirable that the presentation ratio  $Z$  of the presentation ratio  $Y$  of the presentation ratios  $X$  and Fe of Co and Element  $\alpha$  fills with this invention the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three



points, 25.5 = (X, Y, Z) (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %).

[0122] The CoFealpha alloy formed by the above-mentioned presentation ratio can obtain the high saturation magnetic flux density Bs beyond 2.15T by the desirable presentation ratio by having the saturation magnetic flux density Bs beyond 2.0T, in a more desirable presentation ratio, can obtain the high saturation magnetic flux density Bs beyond 2.2T, and can obtain the larger saturation magnetic flux density Bs than 2.2T at the most desirable presentation ratio.

[0123] Since magnetic flux can be centralized near the gap and recording density can be raised by the up core layer 46 and/or the lower core layer 16 being formed with the above-mentioned CoFealpha alloy which has the high saturation magnetic flux density Bs beyond 2.0T, manufacture of the thin film magnetic head excellent in high recording density-ization is possible.

[0124] Moreover, a crystal can be precisely formed by being above-mentioned presentation within the limits, and being formed, and said CoFealpha alloy can control \*\*\*\*\* in a film surface, and can raise corrosion resistance. In this invention, center line average-of-roughness-height Ra of said film surface can be set to 5nm or less. Moreover, coercive force Hc can be made small. Specifically, said coercive force Hc can be made below into 1580 (A/m).

[0125] Moreover, the specific resistance more than 15 (muomega and cm) can be obtained as a CoFealpha alloy is above-mentioned presentation within the limits. Moreover, membrane stress can be set to 400 or less MPas. Furthermore about an anisotropy field Hk, the anisotropy field Hk comparable as the NiFe alloy currently generally used as soft magnetic materials from the former can be obtained.

[0126] Drawing 6 is drawing of longitudinal section of the thin film magnetic head of the 4th operation gestalt in this invention. The difference from drawing 5 is that the laminating of the up core layer 46 is carried out, and it consists of two-layer magnetic layers.

[0127] Said up core layer 46 consists of the upper layers 48 by which the laminating was carried out to the high Bs layer 47 which has the high saturation magnetic flux density Bs on it.

[0128] The presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and said quantity Bs layer 47 is formed with the CoXFeYalphaZ alloy with which the presentation ratio Z of Element alpha (however, the element alpha one side or the both sides of nickel and Cr) fills the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be above 2 mass %.

[0129] Moreover, said presentation ratio X of Co is below 32 mass % above 23 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 71 mass % above 58 mass %, and, as for the presentation ratio Z of Element alpha, it is desirable to fill the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be above 2 mass %.

[0130] Moreover, it is more desirable that said presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, said presentation ratio Y of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio Z of said element alpha fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 13.6 mass ] to be [ relation ] above 4.2 mass %.

[0131] Moreover, it is most desirable that the presentation ratio Z of the presentation ratio Y of the presentation ratios X and Fe of Co and Element alpha fills with this invention the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three points, 25.5 = (X, Y, Z) (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %).

[0132] Thereby, saturation magnetic flux density Bs of said quantity Bs layer 47 is made to at least 2.0 or more. Moreover, said Bs can be preferably carried out more than 2.15T, said Bs can be more preferably carried out more than 2.2T, and said Bs can be most preferably made larger than 2.2T.

[0133] By a crystal being formed precisely, the high Bs layer 47 formed with said CoFealpha alloy can make small \*\*\*\*\* of the film surface of said quantity Bs layer 47, therefore can raise corrosion resistance, and, moreover, can make coercive force Hc small. Center line average-of-roughness-height Ra of said film surface is made to 5nm or less, and, specifically, said coercive force Hc can be made below into 1580 (A/m). When a CoFealpha alloy is furthermore used,



specific resistance is made more than 15 ( $\mu\Omega$  and cm). Moreover, membrane stress is made to 400 or less MPas.

[0134] Although saturation magnetic flux density  $B_s$  is small compared with the high  $B_s$  layer 47, as for the upper layer 48 which constitutes said up core layer 46, specific resistance is made higher than said quantity  $B_s$  layer 47. Said upper layer 48 is formed for example, with nickel80Fe20 alloy.

[0135] Rather than a CoFe $\alpha$  alloy [ in / in said NiFe alloy / this invention ], although saturation magnetic flux density  $B_s$  becomes low, specific resistance becomes high, by this, said quantity  $B_s$  layer 47 has the saturation magnetic flux density  $B_s$  higher than said upper layer 48, and concentrates magnetic flux near the gap --- making --- record --- it becomes possible to raise resolution. In addition, in this case, although said upper layer 48 does not need to be formed with a NiFe alloy and it may be formed with a CoFe $\alpha$  alloy etc., it is necessary to adjust a presentation ratio so that the saturation magnetic flux density  $B_s$  of the upper layer 48 may become smaller than the saturation magnetic flux density  $B_s$  of the high  $B_s$  layer 47.

[0136] Moreover, by the high upper layer 48 of specific resistance having been formed in said up core layer 46, loss by the eddy current generated when a record frequency rises can be reduced, and the thin film magnetic head which can respond to future high record frequency-ization can be manufactured.

[0137] Moreover, as this invention shows to drawing 6, it is desirable that the high  $B_s$  layer 47 is formed in the gap layer 41 and lower layer side which counters. Moreover, said quantity  $B_s$  layer 47 may be formed only in point 46a of the up core layer 46 which touches directly on the gap layer 41.

[0138] Moreover, the lower core layer 16 may also consist of two-layer [ of a high  $B_s$  layer and a high specific resistance layer ]. In this configuration, the laminating of the high  $B_s$  layer is carried out on a high specific resistance layer, and said quantity  $B_s$  layer counters with the up core layer 46 through the gap layer 41.

[0139] Moreover, although the up core layer 46 has a two-layer laminated structure with the operation gestalt shown in drawing 6, you may be three or more layers. As for the high  $B_s$  layer 47, in this configuration, it is desirable to be formed in the side which touches the magnetic gap layer 41.

[0140] Moreover, since the high  $B_s$  layer 47 is formed with the CoFe $\alpha$  alloy in this invention, and nickel and the passive state film of Cr are formed in the front face of said quantity  $B_s$  layer 47 when carrying out plating formation of the upper layer 48 by the electroplating method with a NiFe alloy, the phenomenon of said quantity  $B_s$  layer 47 being ionized and beginning to melt can be controlled appropriately.

[0141] Drawing 7 is drawing of longitudinal section of the thin film magnetic head of the 5th operation gestalt in this invention. With the operation gestalt of drawing 7, the configuration of MR head h1 is the same as drawing 1. As shown in drawing 7, the bosselation of the lower magnetic pole layer 50 is carried out from the opposed face with a record medium on the lower core layer 16. The insulating layer 51 is formed behind [ height direction ] said lower magnetic pole layer 50 (the direction of illustration Y). The top face of said insulating layer 51 serves as a concave configuration, and coil forming face 51a is formed.

[0142] It applies on said insulating layer 51 from on said lower magnetic pole layer 50, and the gap layer 52 is formed. Furthermore on coil forming face 51a of said insulating layer 51, the coil layer 53 is formed through the gap layer 52. Said coil layer 53 top is covered with the insulating layer 54 made from an organic insulation.

[0143] As shown in drawing 7, pattern formation is carried out by frame plating, up applying [ 55 ] it on an insulating layer 54 from on said gap layer 52.

[0144] On said gap layer 52, point 55a of said up core layer 55 counters with the lower magnetic pole layer 50, and is formed. End face section 55b of said up core layer 55 was formed on the lower core layer 16, is raised, and is magnetically connected to said lower core layer 16 through a layer 56.

[0145] In this operation gestalt, the presentation ratio X of Co of the up core layer 55 and/or the lower magnetic pole layer 50 is below 48 mass % above 8 mass %. The presentation ratio Y of



Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and the presentation ratio Z of Element alpha (however, the element alpha one side or the both sides of nickel and Cr) is formed with the  $\text{CoXFeYalphaZ}$  alloy which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be above 2 mass % and which fills relation.

[0146] Moreover, said presentation ratio X of Co is below 32 mass % above 23 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 71 mass % above 58 mass %, and, as for the presentation ratio Z of Element alpha, it is desirable to fill the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass ] to be above 2 mass %.

[0147] Moreover, it is more desirable that said presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, said presentation ratio Y of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio Z of said element alpha fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 13.6 mass ] to be [ relation ] above 4.2 mass %.

[0148] Moreover, it is most desirable that the presentation ratio Z of the presentation ratio Y of the presentation ratios X and Fe of Co and Element alpha fills with this invention the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three points,  $25.5 = (X, Y, Z)$  (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %).

[0149] In drawing 7, if the lower magnetic pole layer 50 is formed and it is formed with said  $\text{CoFealpha}$  alloy which has the saturation magnetic flux density Bs with said lower magnetic pole layer 50 higher than the lower core layer 16, it is possible to be able to centralize magnetic flux near the gap and to aim at improvement in recording density.

[0150] Moreover, although the whole may be formed with said  $\text{CoFealpha}$  alloy, as for the up core layer 55, the side which said up core layer 55 is the laminated structure of the magnetic layer more than two-layer, and counters with the gap layer 52 like drawing 6 may be formed by said  $\text{CoFealpha}$  alloy film as a high Bs layer. Moreover, in this case, it is desirable that only point 55a of said up core layer 55 is formed by the laminated structure of the magnetic layer more than two-layer, and the high Bs layer is formed in contact with said gap layer 52 top, considering the point which is made to concentrate magnetic flux near the gap and raises recording density.

[0151] In addition, as for the  $\text{CoFealpha}$  alloy film, in each operation gestalt shown in drawing 1 thru/or drawing 7 by this invention, it is desirable that plating formation is carried out. In this invention, plating formation of said  $\text{CoFealpha}$  alloy can be carried out by the electroplating method which used pulse current.

[0152] Moreover, it can form by the thickness of arbitration by carrying out plating formation of said  $\text{CoFealpha}$  alloy, and it becomes possible forming by thick thickness rather than forming by the spatter.

[0153] Moreover, in each operation gestalt, although the layer of a sign 16 is a lower core layer and the combination layer of an up shielding layer, said lower core layer and the up shielding layer may be formed separately. An insulating layer is made to intervene between said lower core layer and an up shielding layer in this case.

[0154] Next, the general manufacture approach of the thin film magnetic head shown in drawing 1 thru/or drawing 7 is explained below.

[0155] The thin film magnetic head shown in drawing 1 and drawing 2 forms the magnetic pole section 18 which consists in the height direction of the lower magnetic pole layer 19, the nonmagnetic gap layer 20, and the up magnetic pole layer 21 by continuation plating from an opposed face with a record medium using a resist, after forming Gd arrangement layer 17 on the lower core layer 16. Next, after forming an insulating layer 23 behind [ height direction ] said magnetic pole section 18, flattening of the top face of said magnetic pole section 18 and the top face of said insulating layer 23 is carried out to the same flat surface using a CMP technique. After carrying out pattern formation of the coil layer 24 spirally on said insulating layer 23, an insulating layer 25 is formed on said coil layer 24. And it applies on an insulating layer 25 from on said magnetic pole section 18, and the up core layer 22 is formed for example, with frame plating.

[0156] The thin film magnetic head shown in drawing 3 and drawing 4 forms width-of-recording-track formation slot 31a towards the height direction back using a resist from an opposed face



with the record medium of said insulating layer 31, after forming an insulating layer 31 on the lower core layer 16. Furthermore, the inclined planes 31c and 31c shown in drawing 3 are formed in said width-of-recording-track formation slot 31a.

[0157] In said width-of-recording-track formation slot 31a, the lower magnetic pole layer 32 and the nonmagnetic gap layer 33 are formed. After forming Gd arrangement layer 37 on an insulating layer 31 from on said gap layer 33, plating formation of the up magnetic pole layer 34 is carried out on said gap layer 33. Next, after carrying out pattern formation of the coil layer 38 spirally on said insulating layer 31, an insulating layer 39 is formed on said coil layer 38. And it applies on an insulating layer 39 from on said up magnetic pole layer 34, and the up core layer 40 is formed for example, with frame plating.

[0158] After the thin film magnetic head shown in drawing 5 and drawing 6 forms the gap layer 41 on the lower core layer 16 first and forms an insulating layer 43 further, it carries out pattern formation of the coil layer 44 on said insulating layer 43. After forming an insulating layer 45 on said coil layer 44, it applies on said insulating layer 45 from the gap layer 41, and pattern formation of the up core layer 46 is carried out with frame plating.

[0159] First, on the lower core layer 16, a resist is used for the thin film magnetic head shown in drawing 7, it forms the lower magnetic pole layer 50, and forms an insulating layer 51 behind [ height direction ] said lower magnetic pole layer 50 further. Once flattening of the top face of said lower magnetic pole layer 50 and said insulating layer 51 is carried out by the CMP technique, it forms coil forming face 51a used as a concave configuration in the top face of said insulating layer 51. Next, after forming the gap layer 52 on said insulating layer 51 from on said lower magnetic pole layer 50, pattern formation of the coil layer 53 is spirally carried out on said gap layer 52, and an insulating layer 54 is further formed on said coil layer 53. And it applies on an insulating layer 54 from on said gap layer 52, and pattern formation of the up core layer 55 is carried out for example, with frame plating.

[0160] Next, the plating forming method of a  $\text{CoXFeY}\alpha\text{Z}$  alloy in this invention the presentation ratio X of Co is below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio Y of Fe is below 90 mass % above 50 mass %, and the presentation ratio Z of Element alpha (however, the element alpha one side or the both sides of nickel and Cr) fills the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 20 mass % ] to be above 2 mass % is explained below.

[0161] In this invention, plating formation of said  $\text{CoFe}\alpha$  alloy is carried out by the electroplating method which used pulse current.

[0162] By the electroplating method using pulse current, ON/OFF of a current controlling element is repeated, for example, and the time amount which passes a current at the time of plating formation, and the blank time amount which does not pass a current are established. Thus, it is possible to carry out plating formation of the  $\text{CoFe}\alpha$  alloy film little by little, to compare by establishing the time amount which does not pass a current, when a direct current is used like before, even if it increases the concentration of Fe ion occupied to a plating bath, and to ease the bias of distribution of the current density at the time of plating formation.

[0163] In addition, as for pulse current, it is desirable to repeat ON/OFF for example, in several second cycle, and to make a duty ratio about into 0.1 to 0.5. The conditions of pulse current affect the diameter of average crystal grain of a  $\text{CoFe}\alpha$  alloy, and center line average-of-roughness-height Ra of a film surface.

[0164] As mentioned above, by the electroplating method by pulse current, since the bias of distribution of the current density at the time of plating formation can be eased, it becomes possible to increase conventionally Fe content contained in a  $\text{CoFe}\alpha$  alloy compared with the electroplating method by the direct current.

[0165] In this invention, it compares with the electroplating method using a conventional direct current by the electroplating method by said pulse current. The degree of freedom of adjustment of a presentation ratio can adjust easily the presentation ratio X of Co of increase and a  $\text{CoFe}\alpha$  alloy to below 48 mass % above 8 mass %. It is possible to be able to adjust the presentation ratio Y of Fe easily to below 90 mass % above 50 mass %, and to adjust the presentation ratio Z of Element alpha easily to below 20 mass % above 2 mass %.

[0166] Said presentation ratio X of Co by limiting a plating bath presentation as follows in this invention above 23 mass % Moreover, below 32 mass % With the CoFealpha alloy which the presentation ratio Z of below 71 mass % and Element alpha was made to below 20 mass % above 2 mass % above 58 mass %, and was formed by this presentation ratio, the presentation ratio Y of Fe Saturation magnetic flux density Bs is made more than 2.15T, moreover, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface is made to 5nm or less, it has high saturation magnetic flux density effectively, and the soft magnetism film which was moreover excellent in corrosion resistance can be manufactured.

[0167] In this invention, the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration is made or more into 1.5, and the ratio of Fe ion concentration / alpha ion concentration is made or less into four two or more. As shown in the below-mentioned experimental result, Fe presentation ratio of a CoFealpha alloy is made to below 71 mass % above 58 mass % as it is the above-mentioned ratio, and Co presentation ratio is made to below 32 mass % above 23 mass %.

[0168] In case of the plating bath presentation from which it separates from the ratio of the above-mentioned ion concentration, the amount of Fe(s) may be less than 50 mass %, the saturation magnetic flux density Bs beyond 2.0T cannot be obtained, it is stabilized, and it becomes impossible on the other hand, to obtain the high saturation magnetic flux density Bs. Furthermore, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface may become larger than 5nm, and corrosion resistance may get worse.

[0169] Moreover, it is desirable it to be desirable that it is lower than before as for Fe ion concentration, and to specifically be set up by 2.0 or less g/l in this invention, at 1.0 or more g/l. In the former, although said Fe ion concentration was for example, 4.0 g/l extent, the stirring effectiveness can be raised by making it low concentration, while being able to enlarge Fe content of a CoFealpha alloy more appropriately, a precise crystal can be formed, and it can be made the CoFealpha alloy excellent in corrosion resistance.

[0170] Moreover, in this invention, Fe ion concentration / Co ion concentration under plating bath are made or more into 1.5. Fe ion concentration / alpha ion concentration is made or less into 3.4 by two or more, and the presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %. Said presentation ratio Y of Fe It is below 67.5 mass % above 63 mass %, and, as for the presentation ratio Z of said element alpha, it is desirable to carry out plating formation of the CoXFeYalphaZ alloy film which presentation ratio X+Y+Z=100 mass % Comes [ % / below / 13.6 mass ] to be and which fills relation above 4.2 mass %.

[0171] With the CoFealpha alloy formed by this presentation ratio, saturation magnetic flux density Bs is made more than 2.2T, moreover, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface is made to 5nm or less, it has high saturation magnetic flux density effectively, and the soft magnetism film which was moreover excellent in corrosion resistance can be manufactured.

[0172] Moreover, in this invention, Fe ion concentration / Co ion concentration under plating bath are made or more into 1.7. Fe ion concentration / alpha ion concentration is made or less into 3.4 by two or more. The presentation ratio X of Co the presentation ratio Y of Fe, and the presentation ratio of Element alpha — Z= (X, Y, Z) (26.5 mass % —) 64.6 mass % and 8.9 mass % (25.5 mass % and 63 mass % —), It is most desirable to carry out plating formation of the CoXFeYNiZ alloy film which presentation ratio X+Y+Z=100 mass % Comes to be within the limits surrounded by three points, 23.3 11.5 mass %, and (mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %), and which fills relation.

[0173] With the CoFealpha alloy formed by this presentation ratio, saturation magnetic flux density Bs can be made larger than 2.2T, moreover, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface is made to 5nm or less, it has high saturation magnetic flux density effectively, and the soft magnetism film which was moreover excellent in corrosion resistance can be manufactured. It is checked that 66.1 mass % and the presentation ratio of Co are made by the presentation ratio of Fe, and 24.6 mass % and the presentation ratio of Element alpha can make 9.3 mass %, then saturation magnetic flux density Bs large even to 2.25T especially.

[0174] Moreover, it is desirable to mix saccharin sodium (C6H4CONNaSO2) during the plating bath of a CoFealpha alloy in this invention. Said saccharin sodium has the role of a stress



relaxation agent, and it becomes possible to reduce the membrane stress of the CoFealpha alloy by which plating formation was carried out. In addition, if nickel is chosen as Element alpha, it is possible to reduce membrane stress more.

[0175] Moreover, it is desirable to mix 2-butene -1 and 4 diol during the plating bath of the above-mentioned CoFealpha alloy. Big and rough-ization of the diameter of crystal grain of said CoFealpha alloy can be controlled by this, and coercive force  $H_c$  can be reduced.

[0176] Moreover, it is desirable to mix a 2-ethylhexyl sodium sulfate during the plating bath of said CoFealpha alloy in this invention.

[0177] Said 2-ethylhexyl sodium sulfate is a surfactant. It can prevent that can remove the hydrogen generated at the time of plating formation of a CoFealpha alloy, and said hydrogen adheres to the plating film by mixing of said 2-ethylhexyl sodium sulfate. If hydrogen adheres to said plating film, since it will become the cause which a crystal is not formed precisely, consequently makes \*\*\*\*\* of a film surface severe, it is possible to be able to make small \*\*\*\*\* of the film surface of said plating film, and to make coercive force  $H_c$  small by removing said hydrogen like this invention.

[0178] In addition, although it may replace with said 2-ethylhexyl sodium sulfate and sodium lauryl sulfate may be mixed, since it is easy to foam when it puts in during a plating bath compared with said 2-ethylhexyl sodium sulfate, it is difficult for said sodium lauryl sulfate to mix said sodium lauryl sulfate in extent which can remove hydrogen effectively. For this reason, in this invention, the 2-ethylhexyl sodium sulfate which cannot foam easily compared with said sodium lauryl sulfate can be mixed in extent which can remove hydrogen effectively, and it is desirable.

[0179] Moreover, it is desirable to mix a boric acid during said plating bath. The boric acid is effective for becoming the buffer for pH of an electrode surface, and taking out the gloss of the plating film.

[0180] In addition, although the thin film magnetic head shown in drawing 1 thru/or drawing 7 as an application of a CoFealpha alloy was shown in this invention, it is not limited to this application. For example, said CoFealpha alloy is usable to flat-surface mold magnetic cells, such as a thin film inductor, etc.

[0181]

[Example] In this invention, plating formation of the CoFeNi alloy was carried out using the electroplating method by pulse current from the plating bath shown below, and it investigated about the relation between the presentation ratio of said CoFeNi alloy, soft magnetic characteristics, and a film property at this time.

[0182] First, the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration is smaller than 1.5, and the plating bath presentation in case the ratio of Fe ion concentration / nickel ion concentration becomes small rather than 2 is shown in the following table 1.

[0183]

[Table 1]

Feイオン/Coイオンが1.5よりも小で、Feイオン/Niイオンが2よりも小の浴

Feイオン	20	g/l
Coイオン	1.35	g/l
Niイオン	2.23	g/l
サッカリンナトリウム	0.8	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.15	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	1	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

[0184] In the plating bath shown in Table 1, Fe ion concentration was made into 2 g/l, and nickel ion concentration was further made into 2.23 g/l for Co ion concentration 1.35 g/l. Moreover, the saccharin sodium of the amount displayed on the plating bath by Table 1, a 2-ethylhexyl sodium

sulfate, 2-butine -1, 4-diol, the boric acid, and the sodium chloride were added.

[0185] Next, the plating bath presentation in case the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration becomes [ the ratio of Fe ion concentration / nickel ion concentration ] smaller than 2 or more by 1.5 is shown in the following table 2.

[0186]

[Table 2]

Feイオン/Coイオンが1.5以上で、Feイオン/Niイオンが2よりも小の浴

Feイオン	20, 372	g/l
Coイオン	1.26, 2.38	g/l
Niイオン	20, 3.29	g/l
サッカリンナトリウム	0.6, 1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.15, 0.4	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	0, 1.6	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

[0187] In the plating bath shown in Table 2, Fe ion concentration was made into 2 g/l, and nickel ion concentration was further made into 2 g/l for Co ion concentration 1.26 g/l. Moreover, in other plating baths, Fe ion concentration was made into 3.72 g/l, and nickel ion concentration was further made into 3.29 g/l for Co ion concentration 2.38 g/l. Moreover, two or more plating baths which are different as the addition of saccharin sodium, a 2-ethylhexyl sodium sulfate, 2-butine -1, and 4-diol is shown in a table were made from each above-mentioned plating bath. And the CoFeNi alloy was manufactured from each plating bath presentations of two or more.

[0188] Next, the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration is shown in Table 3 of the following [ presentation / in case the ratio of Fe ion concentration / nickel ion concentration becomes four or less or more by 1.5 two or more / plating bath ].

[0189]

[Table 3]

Feイオン/Coイオンが1.5以上で、Feイオン/Niイオンが2以上4以下の浴

Feイオン	1.17, 1.29, 1.41, 1.61, 1.81	g/l
Coイオン	0.57, 0.69, 0.73, 0.87	g/l
Niイオン	0.35, 0.45, 0.49, 0.54	g/l
サッカリンナトリウム	0.6, 1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.15, 0.3	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	0, 1.2	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

[0190] In the plating bath shown in Table 3, Fe ion concentration was made into 1.17 g/l, and nickel ion concentration was further made into 0.35 g/l for Co ion concentration 0.57 g/l. In other plating baths, Fe ion concentration was made into 1.17 g/l, and nickel ion concentration was further made into 0.45 g/l for Co ion concentration 0.73 g/l. Moreover, in other plating baths, Fe ion concentration was made into 1.29 g/l, and nickel ion concentration was made into 0.45 g/l or 0.49 g/l for Co ion concentration at 0.73 g/l or 0.87, and a pan. moreover -- other plating baths -- Fe ion concentration -- 1.41 g/l and Co ion concentration -- 0.87 g/l -- or nickel ion concentration was further made into 0.54 g/l or 0.35 g/l 0.69 g/l. Moreover, in other plating baths, Fe ion concentration was made into 1.61 g/l, and nickel ion concentration was further made into 0.54 g/l for Co ion concentration 0.87 g/l. Moreover, in other plating baths, Fe ion concentration was made into 1.81 g/l, and nickel ion concentration was further made into 0.54 g/l for Co ion concentration 0.87 g/l. Moreover, two or more plating baths which are different as the addition of saccharin sodium, a 2-ethylhexyl sodium sulfate, 2-butine -1, and 4-

diol is shown in a table were made from each above-mentioned plating bath. And the CoFeNi alloy was manufactured from each plating bath presentations of two or more.

[0191] Next, the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration is shown in Table 4 of the following [ presentation / in case the ratio of Fe ion concentration / nickel ion concentration becomes 3.4 or less or more by 1.5 / plating bath ].

[0192]

[Table 4]

Feイオン/Coイオンが1.5以上で、Feイオン/Niイオンが3.4以下の浴

Feイオン	1.17, 1.29, 1.60, 1.81	g/l
Coイオン	0.73, 0.87	g/l
Niイオン	0.45, 0.49, 0.54	g/l
サッカリンナトリウム	1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.3	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	1.2	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

[0193] Next, the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration is shown in Table 5 of the following [ presentation / in case the ratio of Fe ion concentration / nickel ion concentration becomes 3.4 or less or more by 1.7 / plating bath ].

[0194]

[Table 5]

Feイオン/Coイオンが1.7以上で、Feイオン/Niイオンが3.4以下の浴

Feイオン	1.29, 1.60, 1.81	g/l
Coイオン	0.73, 0.87	g/l
Niイオン	0.45, 0.49, 0.54	g/l
サッカリンナトリウム	1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.3	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	1.2	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

[0195] Next, the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration is shown in Table 6 of the following [ presentation / in case the ratio of Fe ion concentration / nickel ion concentration becomes 3.0 or less by 1.8 / plating bath ].

[0196]

[Table 6]

Feイオン/Coイオンが1.8の浴、Feイオン/Niイオンが3.0以下の浴

Feイオン	1.6	g/l
Coイオン	0.87	g/l
Niイオン	0.54	g/l
サッカリンナトリウム	1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.3	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	1.2	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

[0197] Next, the plating bath presentation in case the ratio of Fe ion concentration / Co ion

concentration becomes [ the ratio of Fe ion concentration / nickel ion concentration ] larger than 4 or more by 1.5 is shown in the following table 7.

[0198]

[Table 7]

Feイオン/Coイオンが1.5以上で、Feイオン/Niイオンが4よりも大の浴

Feイオン	1.17	g/l
Coイオン	0.73	g/l
Niイオン	0.11	g/l
サッカリンナトリウム	1.2	g/l
2-エチルヘキシル硫酸ナトリウム	0.3	g/l
2-ブチン-1, 4-ジオール	1.2	g/l
ほう酸	25	g/l
塩化ナトリウム	25	g/l

[0199] Moreover, when carrying out plating formation of the CoFeNi alloy from the plating bath presentation of Table 1 thru/or 7, the following membrane formation conditions were carried out in common.

[0200] Whenever [ plating bath temperature ] was first set as 30 degrees C. Moreover, pH of an electrode was set as 2.8. Moreover, current density was set as 46.8 mA/cm<sup>2</sup>. Furthermore, the duty ratio (ON/OFF) of pulse current was set as 400/1000msec. Moreover, Fe electrode was used for the electrode by the side of an anode.

[0201] It was as [ property / by which plating formation was carried out by each plating bath presentation of Table 1 thru/or 7 / of a CoFeNi alloy / the soft magnetic characteristics and the film property ] follows.

[0202]

[Table 8]

Fe組成	52.8[質量%]以上、53.2[質量%]以下
Co組成	30.3[質量%]以上、32.2[質量%]以下
Bs	2.09~2.10
面粗さ	1.6[nm]以上、2.9[nm]以下
膜応力	212[MPa]以上、235[MPa]以下

[0203] Table 8 is the experimental result of Table 1, namely, is an experimental result at the time of making the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration smaller than 1.5, and making Fe ion concentration / nickel ion concentration smaller than 2.

[0204] As shown in Table 8, the presentation ratio of Fe of a CoFeNi alloy became below 53.2 mass % above 52.8 mass %, and the presentation ratio of Co became below 32.2 mass % above 30.3 mass %.

[0205] Moreover, as shown in Table 8, about center line average-of-roughness-height Ra of a film surface, it was able to be set to 2.9nm or less by 1.6nm or more, and the good value was able to be acquired. Moreover, the saturation magnetic flux density Bs beyond 2.0T could be obtained, and the variation in a value was also small. However, said maximum of Bs was 2.1T.

[0206] In Table 8, the thing with the small variation in saturation magnetic flux density Bs is considered because crystallinity is good, when Ra is 2.9nm or less in 1.6nm or more. However, it is considered to be in that there are few amounts of Fe(s) that said Bs does not exceed 2.2T.

[0207]

[Table 9]



Fe 組成	52.3 [質量%] 以上、56.1 [質量%] 以下
Co 組成	30.7 [質量%] 以上、30.8 [質量%] 以下
Bs	2.07 ~ 2.14
面粗さ	2.9 [nm] 以上、3.5 [nm] 以下
膜応力	235 [MPa] 以上、291 [MPa] 以下

[0208] Table 9 is the experimental result of Table 2, namely, is an experimental result at the time of making the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration or more into 1.5, and making Fe ion concentration / nickel ion concentration smaller than 2.

[0209] As shown in Table 9, the presentation ratio of Fe of a CoFeNi alloy became below 56.1 mass % above 52.3 mass %, and the presentation ratio of Co became below 30.8 mass % above 30.7 mass %.

[0210] Moreover, as shown in Table 9, about center line average-of-roughness-height Ra of a film surface, it was set to 3.5nm or less by 2.9nm or more. Moreover, about saturation magnetic flux density Bs, 2T were exceeded, and it was set to 2.14T at the maximum, and became larger than the case of Table 8. However, the variation in saturation magnetic flux density was large. When Ra is set to 3.5nm or less by 2.9nm or more and becomes large compared with Table 8, since crystallinity fell, it is thought of that the variation in saturation magnetic flux density Bs becomes large. Moreover, although it is thought of because the amount of Fe(s) became large a little that saturation magnetic flux density became large rather than Table 8, it is still thought from the lack of Fe that saturation magnetic flux density Bs does not exceed 2.2T.

[0211]

[Table 10]

Fe 組成	58 [質量%] 以上、71 [質量%] 以下
Co 組成	23 [質量%] 以上、32 [質量%] 以下
Ni 組成	2 [質量%] 以上、20 [質量%] 以下
Bs	2.16 [T] 以上、2.25 [T] 以下
面粗さ	2.3 [nm] 以上、5 [nm] 以下
膜応力	18 [MPa] 以上、400 [MPa] 以下

[0212] Table 10 is the experimental result of Table 3, namely, is an experimental result at the time of making the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration or more into 1.5, and making Fe ion concentration / nickel ion concentration or less into four by two or more.

[0213] As shown in Table 10, the presentation ratio of Fe of a CoFeNi alloy became below 71 mass % above 58 mass %, and the presentation ratio of Co became below 32 mass % above 23 mass %.

[0214] Moreover, as shown in Table 10, saturation magnetic flux density Bs is less than [ 2.25T ] more than in 2.16T, and was able to obtain about [ that saturation magnetic flux density Bs always exceeds 2.0T ] or the high saturation magnetic flux density beyond 2.15T.

[0215] Moreover, by 2.3nm or more, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface was able to be set to 5nm or less, and was able to be appropriately controlled also about \*\*\*\*\*.

[0216] Thus, in Table 10, since center line average-of-roughness-height Ra of about [ that the very high saturation magnetic flux density Bs exceeding 2.15T is obtained ] and a film surface could also be held down to 5nm or less and the good result was obtained compared with Table 8 and 9, by this invention, we decided to make into the desirable presentation range the plating bath presentation which made the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration 1.5 or more, and made Fe ion concentration / nickel ion concentration four or less or more by two.

[0217]

[Table 11]



Fe 組成	63.1 [質量%] 以上、67.5 [質量%] 以下
Co 組成	23.3 [質量%] 以上、28.3 [質量%] 以下
Ni 組成	4.2~13.6 [質量%]
Bs	2.2 [T] 以上、2.25 [T] 以下
面粗さ	2.7 [nm] 以上、5 [nm] 以下
膜応力	168 [MPa] 以上、400 [MPa] 以下

[0218] Table 11 is the experimental result of Table 4, namely, is an experimental result at the time of making the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration or more into 1.5, and making Fe ion concentration / nickel ion concentration or less into 3.4 by two or more.

[0219] As shown in Table 11, the presentation ratio of Fe was below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio of Co was below 28.3 mass % above 23.3 mass %, and the presentation ratio of nickel was below 13.6 mass % above 4.2 mass %.

[0220] As shown in Table 11, saturation magnetic flux density Bs is less than [ 2.25T ] more than in 2.2T, and was understood that it is possible to always obtain the high saturation magnetic flux density Bs beyond 2.2T. Moreover, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface was also 5nm or less in 2.7nm or more, and its \*\*\*\*\* was small.

[0221] Therefore, in this invention, we decided to make into the more desirable presentation range the plating bath presentation which made the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration 1.5 or more, and made Fe ion concentration / nickel ion concentration 3.4 or less or more by two.

[0222]

[Table 12]

Fe 組成	63.0	64.6	67.5
Co 組成	25.5	26.5	23.3
Ni 組成	11.5	8.9	9.2
Bs	2.2 [T] よりも大、2.25 [T] 以下		
面粗さ	2.7 [nm] 以上、5 [nm] 以下		
膜応力	329 [MPa] 以上、400 [MPa] 以下		

[0223] Table 12 is the experimental result of Table 5, namely, is an experimental result at the time of making the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration or more into 1.7, and making Fe ion concentration / nickel ion concentration or less into 3.4 by two or more.

[0224] As shown in Table 12, the presentation ratio of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio of Co is \*\*\*\*\* below in 26.5 mass % above 23.3 mass %. In addition, it sets on 3 original drawings and, for the presentation ratio of Fe, 64.6 mass % and the presentation ratio of Co are [ each presentation ratio of Fe, Co, and nickel ] 26.5 mass %. For the point that the presentation ratio of nickel becomes 8.9 mass %, and the presentation ratio of Fe, 63 mass % and the presentation ratio of Co are 25.5 mass %. For the point that the presentation ratio of nickel becomes 11.5 mass %, and the presentation ratio of Fe, 67.5 mass % and the presentation ratio of Co are 23.3 mass %. It is presentation within the limits surrounded by a total of three of the points that the presentation ratio of nickel becomes 9.2 mass %.

[0225] As shown in Table 12, saturation magnetic flux density Bs became less than [ 2.25T ] from 2.2T greatly, and was understood that it is possible to obtain the always larger saturation magnetic flux density Bs than 2.2T compared with the case of Table 11. Moreover, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface was also 5nm or less in 2.7nm or more, and its \*\*\*\*\* was small.

[0226] Therefore, in this invention, we decided to make into the most desirable presentation range the plating bath presentation which made the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration 1.7 or more, and made Fe ion concentration / nickel ion concentration 3.4 or less

or more by two.

[0227]

[Table 13]

Fe 組成	66.1 [質量%]
Co 組成	24.6 [質量%]
Bs	2.25 [T]
面粗さ	2.7 [nm]
膜応力	359 [MPa]

[0228] Table 13 is the experimental result of Table 6, namely, is an experimental result at the time of setting the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration to 1.8, and making Fe ion concentration / nickel ion concentration or less into three by two or more.

[0229] As shown in Table 13, the presentation ratio of Fe was 66.1 mass %, and the presentation ratio of Co was 24.6 mass %, and the presentation ratio of nickel was 9.3 mass %.

[0230] As shown in Table 13, saturation magnetic flux density Bs was able to obtain 2.25T and very high saturation magnetic flux density. Moreover, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface was also 2.7nm, and its \*\*\*\*\* was small.

[0231]

[Table 14]

Fe 組成	72 [質量%]
Co 組成	25.6 [質量%]
Ni 組成	2.4 [質量%]
Bs	2.15 [T]
面粗さ	5.4 [nm]
膜応力	387 [MPa]

[0232] Table 14 is the experimental result of Table 7, namely, is an experimental result at the time of making the ratio of Fe ion concentration / Co ion concentration or more into 1.5, and making Fe ion concentration / nickel ion concentration larger than 4.

[0233] As shown in Table 14, the presentation ratio of Fe of a CoFeNi alloy was 72 mass %, and 25.6 mass % and the presentation ratio of nickel of the presentation ratio of Co were 2.4 mass % s.

[0234] Although the high saturation magnetic flux density Bs which saturation magnetic flux density Bs is set to 2.15T as shown in Table 14, and exceeds 2.0T was able to be obtained, center line average-of-roughness-height Ra of a film surface was set to 5.4nm, it became larger than 5nm, and \*\*\*\*\* became large.

[0235] The reason \*\*\*\*\* becomes large is considered to be in the ratio of Fe ion concentration / nickel ion concentration being higher than other plating baths of Table 1 thru/or 6, as shown in the plating bath presentation of Table 7.

[0236] It becomes the abnormality deposit in which Fe deposits in dominance that Fe ion concentration is a value large enough compared with nickel ion concentration, and the diameter of crystal grain makes it big and rough, and cannot form the precise film, but is considered that \*\*\*\*\* of a film surface becomes large.

[0237] Moreover, about the ability of \*\*\*\*\* to be controlled, the magnitude of the Fe ion concentration itself also involves greatly. As for said Fe ion concentration, in this invention, it is desirable that it is 1.0 g/l - 2.0 g/l. In addition, in the former, Fe ion concentration was 4.0 g/l extent. It is possible to be able to raise the stirring effectiveness by making Fe ion concentration into low concentration conventionally like this invention, to be able to make the diameter of crystal grain small, while being able to increase the amount of Fe(s) contained in a CoFeNi alloy, to be able to form the precise film, and to control \*\*\*\*\*.

[0238] Moreover, by mixing 2-butine -1 and 4 diol during a plating bath, big and rough-ization of



the diameter of crystal grain of a CoFeNi alloy by which plating formation was carried out can be controlled, it is hard coming to generate an opening between crystals because said diameter of crystal grain becomes small, and \*\*\*\*\* of a film surface can be controlled.

[0239] Next, relation with the amount of Fe(s) of each CoFeNi alloy, the soft magnetic characteristics, and the film property which were acquired in the above-mentioned experiment was measured, and it collected into below. Moreover, it investigated about relation with the amount of Fe(s), the soft magnetic characteristics, and the film property which are included in a NiFe alloy also about a NiFe alloy. Moreover, plating formation of said NiFe alloy was carried out by the electroplating method using pulse current on the same conditions as the time of carrying out plating formation of the CoFeNi alloy.

[0240] Drawing 8 is 3 original drawings showing the relation between the presentation ratio of a CoFeNi alloy, and saturation magnetic flux density Bs.

[0241] As shown in drawing 8, (3 On nickel presentation shaft of original drawing), all are less than [ 1.9T ] and, as for the saturation magnetic flux density Bs of a NiFe alloy, are known by not exceeding 2.0T. Moreover, \*\* mark also showed the relation between the presentation ratio of the CoFeNi alloy shown in Table 2 of JP.10-199726,A, and saturation magnetic flux density Bs on 3 original drawings.

[0242] There are few amounts of Fe(s), and it is 30 mass % extent at the maximum, and, as for the CoFeNi alloy shown in Table 2 of JP.10-199726,A, saturation magnetic flux density Bs is also known by that it is about 1.8T at the maximum, and is not over 2.0T.

[0243] In this invention, by carrying out the amount of Fe(s) of a CoFeNi alloy more than 50 mass % showed that saturation magnetic flux density Bs was made more than 2.0T by this experiment.

[0244] Moreover, if the amount of Fe(s) is too large not much, while big and rough-ization of the diameter of crystal grain will become remarkable and \*\*\*\*\* of a film surface will become severe shortly, saturation magnetic flux density Bs also falls. When the amount of Fe(s) exceeded 90 mass %, it turned out that saturation magnetic flux density Bs is less than 2.0T.

[0245] Next, when 20 mass % was exceeded about the amount of nickel, it turned out that saturation magnetic flux density Bs is less than 2.0T. Moreover, if the amount of nickel was not 2 mass % Applied, while membrane stress would become very large and film peeling would become easy to produce it at worst, it turned out that the passive state film as a precise oxide film is also hard to be formed in the front face of a CoFeNi alloy.

[0246] the presentation ratio of the CoFeNi alloy in this invention from the above-mentioned experimental result --- the range of Co(es), i.e., amount, in the slash of \*\* of drawing 8 --- the amount of nickel carried out [ the amount of Fe(s) ] to below 20 mass % below 90 mass % below 48 mass % above 2 mass % above 50 mass % above 8 mass %. If it is this within the limits, saturation magnetic flux density Bs of a CoFeNi alloy will be made more than 2.0T.

[0247] Moreover, in this invention, it considered as presentation within the limits surrounded with the alternate long and short dash line of \*\* shown in drawing 8 as desirable range. This presentation within the limits is the presentation range of the CoFeNi alloy formed by the plating bath presentation of already explained Table 3. That is, for the amount of Co(es), the amount of Fe(s) is [ the amount of nickel ] below 20 mass % below 71 mass % below 32 mass % above 2 mass % above 58 mass % above 23 mass %. Saturation magnetic flux density Bs is made more than 2.15T as it is this presentation within the limits, and the still higher saturation magnetic flux density Bs can be obtained.

[0248] And since big and rough-ization of the diameter of crystal grain is controlled and the precise film is formed, \*\*\*\*\* of a film surface can be controlled appropriately and it is possible to hold down center line average-of-roughness-height Ra of a film surface to 5nm or less.

[0249] Moreover, in this invention, it considered as presentation within the limits surrounded by the dotted line of \*\* shown in drawing 8 as more desirable range. This presentation within the limits is the presentation range of the CoFeNi alloy formed by the plating bath presentation of already explained Table 4. That is, said presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, said presentation ratio Y of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio Z of said element alpha is below 13.6 mass % above 4.2 mass %. Saturation



magnetic flux density  $B_s$  is made more than 2.2T as it is this presentation within the limits, and the still higher saturation magnetic flux density  $B_s$  can be obtained.

[0250] And since big and rough-ization of the diameter of crystal grain is controlled and the precise film is formed, \*\*\*\*\* of a film surface can be controlled appropriately and it is possible to hold down center line average-of-roughness-height  $R_a$  of a film surface to 5nm or less.

[0251] Moreover, in this invention, it is considered as presentation within the limits surrounded by the dotted line of \*\* shown in drawing 8 as most desirable range. This presentation within the limits is the presentation range of the CoFeNi alloy formed by the plating bath presentation of already explained Table 5. That is, the presentation ratio  $Z$  of the presentation ratio  $Y$  of the presentation ratios  $X$  and  $Fe$  of  $Co$  and Element  $\alpha$  is within the limits surrounded by three points,  $25.5 = (X, Y, Z)$  (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %). Saturation magnetic flux density  $B_s$  can be made larger than 2.2T as it is this presentation within the limits, and the still higher saturation magnetic flux density  $B_s$  can be obtained.

[0252] And since big and rough-ization of the diameter of crystal grain is controlled and the precise film is formed, \*\*\*\*\* of a film surface can be controlled appropriately and it is possible to hold down center line average-of-roughness-height  $R_a$  of a film surface to 5nm or less.

[0253] Next, other soft magnetic characteristics or film properties of a CoFeNi alloy which are presentation within the limits of \*\* shown in drawing 8 thru/or \*\*, and were formed are explained henceforth [ drawing 9 ].

[0254] Drawing 9 is 3 original drawings showing the relation between the presentation ratio of a CoFeNi alloy, and coercive force. In presentation within the limits of \*\* shown in drawing 9 thru/or \*\*, it turned out that coercive force  $H_c$  can be suppressed to 158 or less A/m. Although this numeric value becomes larger than a NiFe alloy, in spending a CoFeNi alloy as a magnetic pole of the thin film magnetic head, a problem will not be produced if coercive force  $H_c$  can be suppressed to 1580 or less A/m.

[0255] Drawing 10 is 3 original drawings showing the relation between the presentation ratio of a CoFeNi alloy, and specific resistance. In presentation within the limits of \*\* shown in drawing 10 thru/or \*\*, it turned out that specific resistance is made more than 15micro ohm-cm. On the other hand, the NiFe alloy could obtain specific resistance higher than it, and was specifically able to obtain the specific resistance more than 35micro ohm-cm.

[0256] For this reason, as already explained, the eddy current loss in said up core layer 22 can be suppressed by using the CoFeNi alloy in this invention for the up magnetic pole layer 21 of drawing 2, and using a NiFe alloy for the up core layer 22, magnetic flux can be smoothly passed in the up magnetic pole layer 21 from said up core layer 22, and it is possible to aim at appropriately concentration of the magnetic flux to said up magnetic pole layer 21.

[0257] Drawing 11 is 3 original drawings showing the relation between the presentation ratio of a CoFeNi alloy, and membrane stress. In presentation within the limits of \*\* shown in drawing 11 thru/or \*\*, it turned out that membrane stress can be held down to 400 or less mPas. Although this numeric value becomes larger than a NiFe alloy, in spending a CoFeNi alloy as a magnetic pole of the thin film magnetic head, a problem will not be produced if membrane stress can be held down to 400 or less mPas.

[0258]

[Effect of the Invention] In this invention explained in full detail above, the presentation ratio  $X$  of  $Co$  of a  $CoXFeY\alpha Z$  alloy It carries out to below 48 mass % above 8 mass %, the presentation ratio  $Y$  of  $Fe$  is made below into 80 mass % above 50 mass %, and it is Element  $\alpha$  (however, Element  $\alpha$ ), on the other hand, there is nickel or  $Cr$  --- it is --- both presentation ratios  $Z$  --- more than 2 mass % --- below 20 mass % --- carrying out --- a presentation ratio ---  $X+Y+Z=100$  mass % --- by filling relation, it is stabilized and the saturation magnetic flux density  $B_s$  higher than a NiFe alloy beyond 2.0T can be obtained.

[0259] Moreover, it is desirable to fill with this invention the relation which makes said presentation ratio  $X$  of  $Co$  below 32 mass % above 23 mass %, makes the presentation ratio  $Y$  of  $Fe$  below 71 mass % above 58 mass %, and presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes it below 20 mass % to carry out the presentation ratio  $Z$  of Element nickel above 2 mass %.



[0260] Moreover, it is more desirable that said presentation ratio X of Co is below 28.3 mass % above 23.3 mass %, said presentation ratio Y of Fe is below 67.5 mass % above 63 mass %, and the presentation ratio Z of said element alpha fills with this invention the relation it presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes [ % / below / 13.6 mass ] to be [ relation ] above 4.2 mass %.

[0261] Moreover, it is most desirable that the presentation ratio Z of the presentation ratio Y of the presentation ratios X and Fe of Co and Element alpha fills with this invention the relation which presentation ratio  $X+Y+Z=100$  mass % Comes to be within the limits surrounded by three points, 25.5 = (X, Y, Z) (26.5 mass %, 64.6 mass %, 8.9 mass %), (mass %, 63 mass %, 11.5 mass %), and (23.3 mass %, 67.5 mass %, 9.2 mass %).

[0262] Moreover, since it is nickel and Cr from which Element alpha makes the passive state film in the case of the CoFealpha alloy in this invention, the phenomenon of said CoFealpha alloy ionizing and beginning to melt into said CoFealpha alloy even if it carries out plating formation of the NiFe alloy in piles can be prevented.

[0263] In this invention, the above-mentioned CoFealpha alloy can be used as core material of for example, the thin film magnetic head. It is possible to manufacture the thin film magnetic head which was excellent in high recording density-ization by this, and was excellent also in corrosion resistance again.

---

[Translation done.]